

レール鋼の耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性向上に関する研究

著者	上田 正治
発行年	2020-03
その他のタイトル	Study on improvements of wear resistance and rolling contact fatigue damage resistance of rail steel
学位授与年度	令和元年度
学位授与番号	17104甲工第487号
URL	http://hdl.handle.net/10228/00007800

博士論文

レール鋼の耐摩耗性および
耐ころがり接触疲労損傷性向上に関する研究

2020 年 3 月

九州工業大学大学院工学府 博士後期課程

工学専攻 機械知能工学領域

上 田 正 治

目次

第1章 序論

1.1 鉄道の分類と使用環境.....	1
1.2 レールに要求される諸特性と課題.....	2
1.2.1 断面性能.....	2
1.2.2 耐摩耗性.....	3
1.2.3 耐ころがり接触疲労損傷性.....	4
1.3 20 世紀までの鉄道用レールの変遷.....	7
1.3.1 形状.....	7
1.3.2 材質.....	8
1.4 レールの摩耗やころがり接触疲労損傷に関する従来の研究.....	9
1.4.1 レールの摩耗に関する従来の研究.....	9
1.4.1.1 レール鋼の硬さ.....	9
1.4.1.2 レール鋼の金属組織.....	9
1.4.1.3 総括.....	12
1.4.2 レールのころがり接触疲労損傷に関する従来の研究.....	12
1.4.2.1 レール鋼の金属組織.....	12
1.4.2.2 レール鋼の硬さ.....	13
1.4.2.3 レールの削正.....	14
1.4.2.4 レール／車輪の接触部の潤滑.....	14
1.4.2.5 応力解析による損傷予測.....	15
1.4.2.6 総括.....	15
1.5 近年のレールの使用環境の変化.....	16
1.6 本研究の目的.....	19
1.7 論文の構成.....	20
第1章の参考文献.....	21

第2章 高炭素鋼の摩耗特性に及ぼす金属組織の影響

2.1 緒言.....	27
2.2 供試材.....	27
2.3 摩耗試験.....	29
2.4 実験結果.....	32
2.4.1 摩耗量に及ぼす金属組織の影響.....	32
2.4.2 ころがり接触面硬さに及ぼす金属組織の影響.....	32
2.4.3 ころがり接触面直下の断面硬さに及ぼす金属組織の影響.....	34
2.4.4 ころがり接触面性状に及ぼす金属組織の影響.....	36
2.4.5 ころがり接触面直下の断面組織観察.....	36
2.4.6 ころがり接触面の微視組織観察.....	39
2.5 考察.....	41
2.5.1 高炭素鋼の摩耗支配因子.....	41
2.5.2 ころがり接触面の硬さの増加に及ぼす組織形態の影響.....	44
2.5.3 ころがり接触面のき裂や剥離の発生に及ぼす組織形態の影響.....	45
2.5.4 高炭素鋼のころがり接触摩耗機構.....	46
2.6 結言.....	49
第2章の参考文献.....	50

第3章 パーライト鋼の摩耗特性に及ぼす炭素量の影響

3.1 緒言.....	51
3.2 供試材.....	51
3.3 摩耗試験.....	54
3.4 実験結果.....	56
3.4.1 摩耗特性に及ぼす試験前硬さおよび炭素量の影響.....	56
3.4.2 摩耗特性に及ぼす繰返し接触回数の影響.....	56

3.4.3	ころがり接触面の微視組織観察.....	59
3.4.4	摩耗粉の示差走査熱量測定.....	62
3.4.5	ころがり接触面直下の元素分析.....	63
3.5	考察.....	65
3.5.1	パーライト鋼の摩耗支配因子とその支配因子に及ぼす炭素の影響.....	65
3.5.2	炭素量増加に伴うころがり接触面直下の組織変化のメカニズム.....	67
3.6	結言.....	73
	第3章の参考文献.....	74

第4章 パーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす炭素量の影響

4.1	緒言.....	76
4.2	実験.....	76
4.2.1	試験機.....	76
4.2.2	試験片.....	77
4.2.3	試験条件.....	79
4.2.4	評価.....	80
4.3	実験結果.....	82
4.3.1	耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす初期硬さおよび炭素量の影響.....	82
4.3.1.1	ころがり接触面の比較.....	82
4.3.1.2	ころがり接触面直下の断面状態の比較.....	83
4.3.1.3	摩耗量の比較.....	85
4.3.2	ころがり接触疲労損傷の発達に及ぼすころがり接触回数の影響.....	87
4.3.2.1	断面状態の変化.....	87
4.3.2.2	ころがり接触面の塑性流動の大きさ.....	89
4.3.2.3	き裂深さの変化.....	90

4.3.2.4 き裂の傾斜角度の変化.....	91
4.3.2.5 断面硬さの変化.....	93
4.4 考察.....	96
4.4.1 ころがり接触面直下の塑性流動に及ぼす炭素量の影響.....	96
4.4.2 ころがり接触面直下のき裂伝播に及ぼす炭素量の影響.....	100
4.4.3 炭素量の異なるパーライト鋼のスポーリングの発生機構.....	104
4.5 結論.....	106
第4章の参考文献.....	107

第5章 過共析パーライト鋼レールの試作および実用化状況

5.1 緒言.....	109
5.2 過共析パーライト鋼レールの諸特性.....	109
5.2.1 硬度特性.....	110
5.2.2 強度特性.....	111
5.2.3 溶接継ぎ手特性.....	111
5.2.3.1 マクロ・硬度特性.....	113
5.2.3.2 曲げ性能.....	113
5.3 実軌道での性能.....	116
5.3.1 耐摩耗性.....	116
5.3.2 耐ころがり接触疲労損傷性.....	116
5.4 過共析パーライト鋼レールの実用化状況.....	119
5.5 結言.....	120
第5章の参考文献.....	121

第6章 総括

6.1 本論文のまとめ.....	123
------------------	-----

論文.....	126
謝辞.....	127

第1章 序論

1.1 鉄道の分類と使用環境

世界の鉄道は主に貨物鉄道と旅客鉄道に分類される。図 1-1、表 1-1 にこれらの鉄道の使用環境とその特徴を示す。貨物鉄道の輸送対象はコンテナ等の物資や石炭、鉄鉱石等の天然資源である。主に、北米、南米、豪州等の大陸で発達している。一方、旅客鉄道の輸送対象は人である。主に、欧州や日本等で発達している。

使用環境の特徴としては、貨物鉄道は天然資源などを輸送するため、輪重、すなわち、車輪に作用する荷重が大きく、レールに作用する接触面圧が高いという特徴を有している。一方、旅客鉄道は人を輸送するため、輪重が小さく、レールに作用する接触面圧が低い。しかし、走行速度は速いという特徴がある。



(a) 貨物鉄道



(b) 旅客鉄道

図 1-1 世界の鉄道の使用環境

表 1-1 世界の鉄道の特徴

項目	貨物鉄道	旅客鉄道
輸送対象	物資(コンテナ)、穀物 天然資源(石炭、鉄鉱石)	人
国(地域)	北米、南米、豪州、ロシア	欧州、日本、中国
輪重*1	10~20 ton	5~8 ton
接触面圧*2	1500 MPa	800 MPa
走行速度	≤100 km/h	Max. 200~300 km/h

* 1: 1 つの車輪に作用する荷重 * 2: Hertz 最大接触圧力

1.2 レールに要求される諸特性と課題

これらの鉄道を支えるレールは鉄道を構成する最も基本的で重要な部材であり、主に、車輪の荷重を直接支持し、車輪からの荷重を枕木と一体となり道床に分散支持させる構造用部材としての役割と、車輪に安全で平滑な走行面を与え、車輪を安全に誘導および案内する走行用部材としての役割を有している。これらの役割を果たすために、レールに必要な特性としては、構造用部材として①断面性能、走行用部材として②耐摩耗性、③耐ころがり接触疲労損傷性がある。以下、それぞれの特性について述べる。

1.2.1 断面性能

車輪の荷重を直接支持するため、レールには十分な曲げ剛性、すなわち、断面二次モーメントが必要とされる。また、車輪との接触によって生じる摩耗による断面減少に耐えうるため、車輪との接触部の断面積を確保する必要がある[1]。図 1-2 に典型的なレールの断面形状と名称を示す。頭部は車輪と接触する部位、底部は枕木で固定される部位、柱部はこれらを結び付ける部位である。形状はアルファベットの「I」形状をベースに、頭部の断面積を大きく、底部の幅を広くした形状をしており、頭部の摩耗に対する断面積を確保し、頭部に作用する車輪の荷重に対する曲げ剛性を保持している。

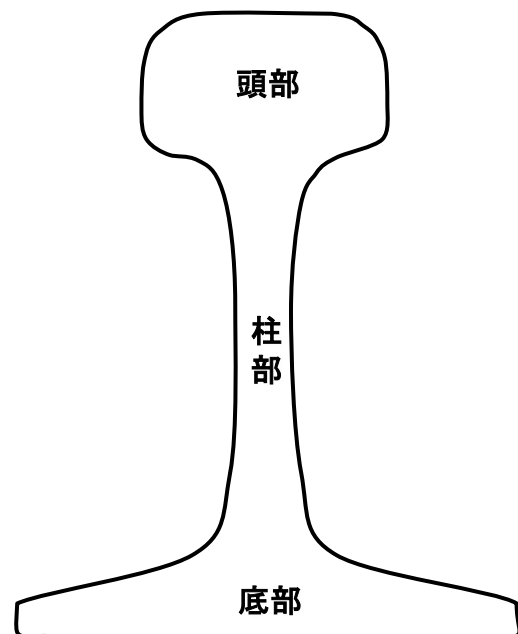


図 1-2 典型的なレールの断面形状と名称

車両の積載重量、すなわち、輪重の増加は、レール底部の曲げ応力やレール頭部の摩耗量の増加を引き起こすことから、特に、貨物鉄道では車両の積載重量に応じた断面性能の確保が課題となる。

1.2.2 耐摩耗性

図 1-3 に直線区間と曲線区間の典型的なレールと車輪の接触状態を模式的に示す。軌道では車輪が車両の重量を支持しながらレール頭部で転動するため、レールと車輪の接触面には列車通過に伴い摩耗が発生する。直線区間では主にレールの頭頂面に摩耗が生じる、一方、曲線区間の外軌（外側のレール）では車輪のフランジ部が接触するレールのゲージコーナー（Gauge Corner: G.C., レール頭部の角部）部や頭側部（レール頭部の側面）で主に摩耗が生じる。

図 1-4 に曲線区間の外軌における旅客鉄道、貨物鉄道のレールの摩耗形状の一例を示す。

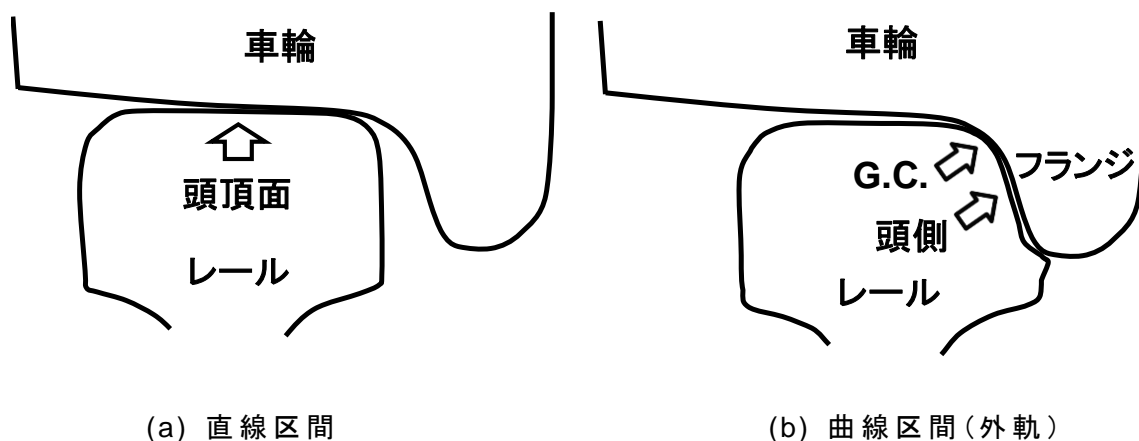
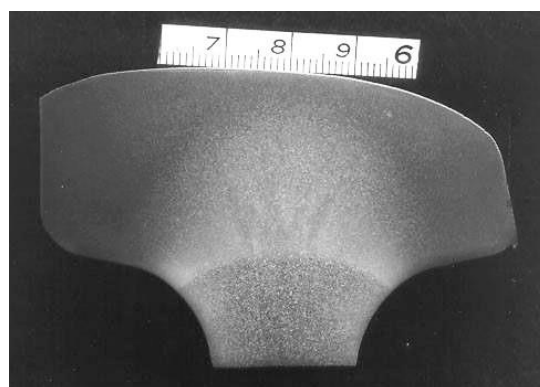


図 1-3 典型的なレールと車輪の接触状況を模式図



(a) 旅客鉄道



(b) 貨物鉄道

図 1-4 曲線区間外軌におけるレールの摩耗形状の一例

特に、曲線区間の外軌の G.C.部や頭側部では、車両の遠心力の作用により車輪からの横圧がレール頭部に作用し、かつ、車輪のフランジ部がすべり接触するため、直線区間のレール頭頂面と比較して摩耗量が多い。

一般的にレールの使用寿命は摩耗量によって決まることが多い。これらの摩耗の進行を抑制し、鉄道輸送の経済性を確保するため、耐摩耗性の向上がレールの課題となっている。

1.2.3 耐ころがり接触疲労損傷性

直線区間では図 1-3 に示したように主にレール頭頂面で車輪との接触が生じる。特に旅客鉄道では、高速運転に伴う車輪との接触により形成される金属疲労が蓄積し易く、頭頂面に損傷が発生する[2]。一方、曲線区間では図 1-3 に示したように車輪のフランジ部が接触するレール G.C.部や頭側部を中心に接触が生じる。上述したようにこれらの部位では、車輪から横圧が作用し、接触面圧は高く、さらに、車輪のフランジ部がすべり接触するため、摩擦力（接線力）は大きい。このため、接線力に伴う塑性流動（メタルフロー）が発達し、この流動に沿ってき裂が生成し、その一部が剥離する[3,4]。これらの損傷を抑制し、列車走行の安全性を確保するため、レールには耐ころがり接触疲労損傷性が要求されている。

図 1-5 に旅客鉄道の直線区間におけるころがり接触疲労損傷の一例を示す。レール頭頂面からき裂が発生し、頭部内部でのき裂の進展過程が貝殻状に観察されることから、頭頂面シェリング（Shelling）と呼ばれている。軌道条件によっては、き裂がレール底部方向に分岐し、折損に至る場合がある[2,5]。

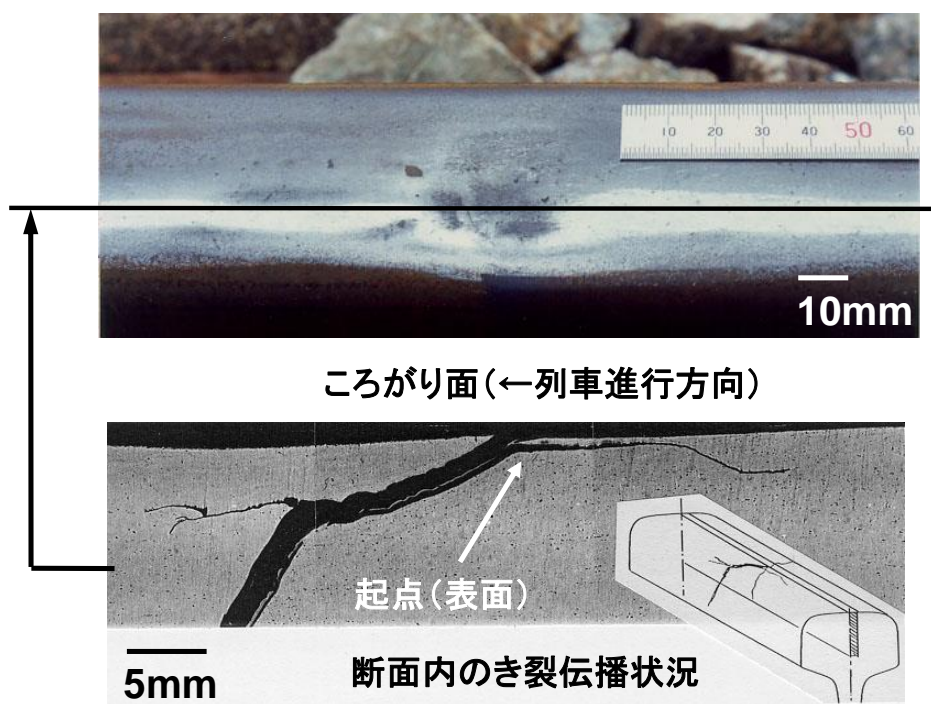


図 1-5 旅客鉄道におけるころがり接触疲労損傷の外観と
断面内のき裂伝播の一例

図 1-6 に旅客鉄道の曲線区間におけるころがり接触疲労損傷の一例，図 1-7 に貨物鉄道の曲線区間におけるころがり接触疲労損傷の一例を示す．図 1-6 に示した損傷はきしみ割れ (Head check) と呼ばれている．き裂がころがり接触面に連続的に生成する損傷である．また，図 1-7 に示した損傷はスポーリング (Spalling) またはフレーキング (Flaking) と呼ばれている．これらの損傷はころがり接触面に生成したき裂が連結し，一部が剥離したものである．貨物鉄道では旅客鉄道と比較して接触面圧が高いため，塑性流動が発達し，このような剥離に至る場合がある[6-9]．剥離が生成すると列車走行時の騒音や振動が増加する．また，使用環境の厳しい貨物鉄道では，き裂がレール底部方向に分岐し，折損に至る場合もある[9]．

ころがり接触疲労損傷の発生は，鉄道輸送の安全性や列車の安定走行を阻害し，レールの使用寿命に大きな影響を及ぼすことから，耐摩耗性と同様に耐ころがり接触疲労損傷性の向上がレールの課題となっている．

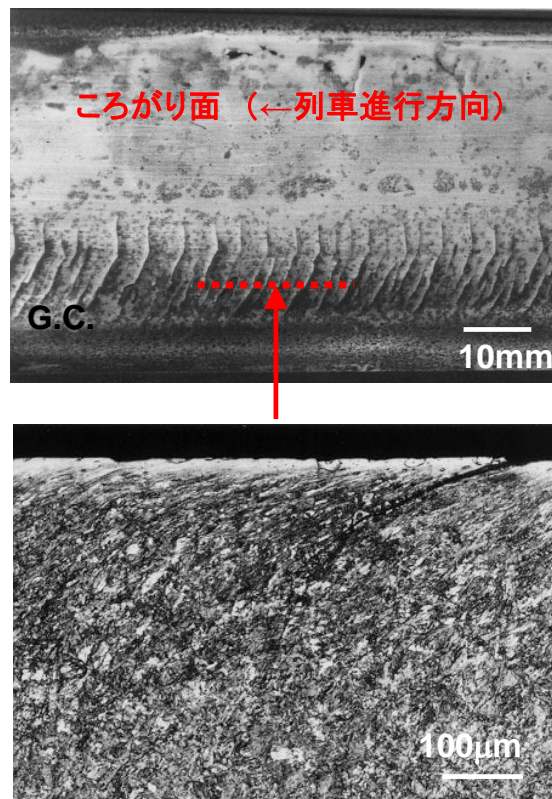


図 1-6 旅客鉄道におけるころがり接触疲労損傷(きしみ割れ)の外観と
ころがり接触面直下のころがり方向の塑性流動とき裂の一例

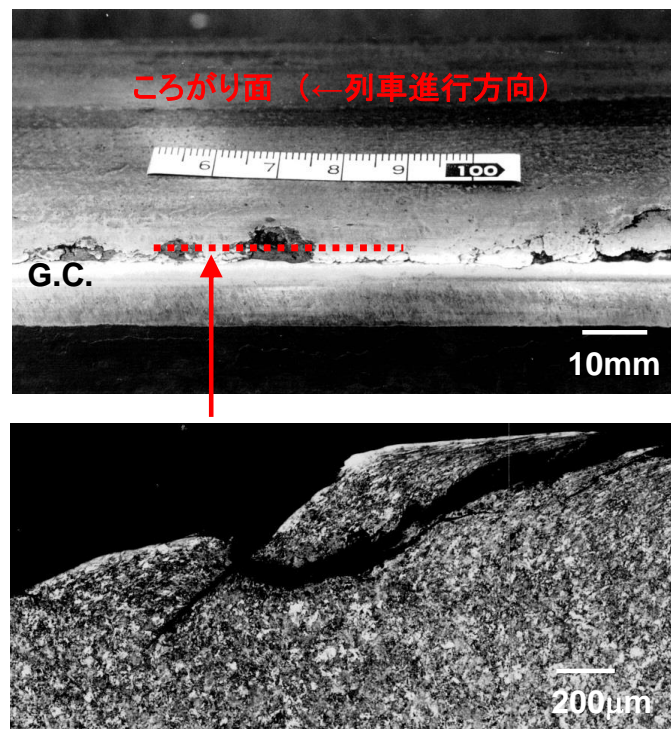


図 1-7 貨物鉄道におけるころがり接触疲労損傷(スポーリング)の外観と
ころがり接触面直下のころがり方向の塑性流動とき裂の一例[10]

1.3 20 世紀までの鉄道用レールの変遷

鉄道は 18 世紀の初頭にイギリスにおいて発明され、ヨーロッパ、アメリカにおいて発達を続け、19 世紀には日本等のアジアにおいても実用化され、現在でも輸送分野において重要な役割を担っている。このような輸送の要である鉄道輸送の安全性や経済性を確保するため、軌道部材であるレールは形状と材質の両面から進歩を続けている。

1.3.1 形状

19 世紀の初頭に底部の幅が広く、頭部の高さを高くした平底形状のレールが考案され、現状のレール形状の原型が出来上がった。その後、列車の高速化、積載重量の増加に伴い、鉄道輸送の安全性確保の観点から曲げ剛性を高め、かつ、経済性向上の観点から頭部の摩耗による交換頻度を減らすという 2 つの側面からレールの大断面化が進んできた。図 1-8 にレール大断面化の進展推移を示す。19 世紀後半では、レール 1 メートル当たりの重量が 30 kg 程度のレールが使用されていたが[1,11]、20 世紀の前半には 50 kg、現在では国内の旅客鉄道で 60 kg、北米の貨物鉄道では 70 kg (141lb) のレールが使用されるようになり、レールの安全性の向上、高寿命化に寄与している[12]。

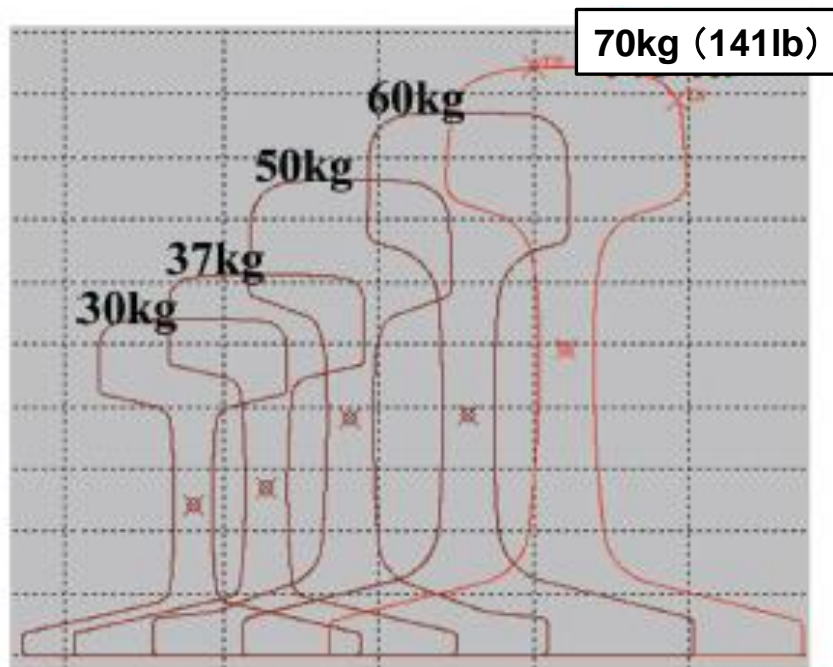


図 1-8 レールの大断面化の進展推移[12]

1.3.2 材質

鉄道黎明期ではレールは鑄鉄、鍊鉄製であり、強度が低く、耐摩耗性が低い等の弱点を有していた。しかし、19世紀には製鋼法の進歩によりレールは鋼製となった。初期の鋼製レールはフェライト、パーライト組織を呈した亜共析鋼(0.4~0.6 mass%C)が用いられていた[1,11]。その後、経済発展に伴う列車輸送の増加に伴い、主に耐摩耗性向上の観点から、成分については高炭素化、すなわち、共析鋼(0.8 mass%C)の適用、硬さについては高硬度化が指向されてきた[13]。

耐摩耗性の向上については、普通炭素鋼レール(炭素量:0.7 mass%, 頭部硬さ:260 HB)をベースとして、1950年代から、頭部を再加熱後、焼入れ焼戻しする焼戻しマルテンサイト組織を呈した高硬度レール[14]、頭部を再加熱後、緩冷却し、パーライト組織とした高硬度レール[15]が開発された。さらに、1970年代に合金添加により硬さを高めたレール[16-18]、1980年代から1990年代の初頭には、熱処理により高硬度を実現した熱処理レール(炭素量:0.8 mass%, 頭部硬さ:390 HB)が開発、実用化され[19-22]、レールの使用寿命の改善に寄与してきた。

耐ころがり接触疲労損傷性の向上については、旅客鉄道の直線区間で発生する頭頂面シェリング対しては、普通炭素鋼レールの強度を維持し、摩耗促進によるころがり接触疲労損傷の抑制を目的に、パーライト組織に代わってベイナイト組織の適用が検討された[23,24]。実軌道での試験敷設を経て、ベイナイト鋼レール(炭素量:0.3 mass%, 頭部硬さ:280 HB)が1990年代後半から2000年代前半に開発、実用化され[25-29]、直線区間のレールの使用寿命の改善に寄与してきた。一方、曲線区間で発生するきしみ割れ、スポーリングやフレーキング等の塑性変形を伴う損傷に対しては、耐摩耗性の対応と同様に、パーライト鋼の高硬度化が指向され、上記の熱処理レールの適用が試みられ、耐損傷性の改善効果が確認され、曲線区間のレールの使用寿命の改善に寄与してきた[19-22]。

1.4 レールの摩耗やころがり接触疲労損傷に関する従来の研究

1.4.1 レールの摩耗に関する従来の研究

レールの摩耗に関する研究は、主にレール鋼の①硬さ、②金属組織の観点から継続的に進められてきた。ここでは、レール鋼の硬さと摩耗、金属組織と摩耗に関するこれまでの研究について紹介する。

1.4.1.1 レール鋼の硬さ

レールの摩耗は車輪とのすべりを伴うころがり接触により発生し、その機構はころがり接触面の塑性変形による微小なせん断破壊を基本とした凝着摩耗であると考えられている[30,31]。したがって、レール鋼の硬さの増加が耐摩耗性の向上に大きく寄与すると考えられており、様々な研究が成された。1970年代後半から、パーライト鋼の耐摩耗性を向上させる目的から、パーライト鋼の硬さと耐摩耗性の関係が議論された[32,33]。影山らは、熱処理によりパーライト鋼(0.60~0.80 mass%C)の硬さを変化させ、二円筒式の摩耗試験機により硬さと摩耗の関係を評価した。パーライト鋼の摩耗特性は硬さとの相関があり、パーライト鋼の高硬度化により摩耗量が大幅に減少し、耐摩耗性が向上することを確認した[32]。また、Braveらは、硬さを変化させた様々な成分系のパーライト鋼(0.70~0.80 mass%C)レールを試験敷設し、耐摩耗性を評価した。図 1-9 に試験敷設されたレールの硬さと摩耗量の関係の一例を示す。パーライト鋼レールの摩耗量は硬さとの相関があり、硬さの増加により、摩耗量が減少し、耐摩耗性が向上することが確認された[34]。

1.4.1.2 レール鋼の金属組織

1970年代後半から、耐摩耗性を向上させる目的から、硬さに加えて金属組織と摩耗の関係が議論された[18,22,23,32-37]。杉野らは、熱処理により金属組織を変化させた鋼(0.60~0.80 mass%C)を用いて、二円筒式の摩耗試験機により金属組織と摩耗の関係を評価した。図 1-10 に摩耗試験結果の一例を示す。鋼の摩耗特性は硬さに加えて、金属組織との相関があり、同一硬さでは、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して、パーライト鋼は摩耗量が少なく、パーライト鋼は耐摩耗性が高いことが確認された[18]。さらに、著者らは、ベイナイト鋼(0.30 mass%C)とパーライト鋼(0.65~0.82 mass%C)の摩耗特性を評価した。図 1-11 に示すように、同一硬さではパーライト鋼はベイナイト鋼と比較して摩耗量が少

なく、パーライト鋼は耐摩耗性が高いことを確認した[23]. これらの結果から、パーライト鋼、すなわち、フェライト相と炭化物であるセメンタイト相の層状構造(ラメラ構造)のパーライト組織が耐摩耗性に最も優れていることが示された。

ベイナイト鋼については、1990年代後半から、耐摩耗性の向上に関して様々な研究が進められた[38-40]. Jin らは、低炭素の高合金のベイナイト鋼に着目し、高硬度ベイナイト鋼はパーライト鋼と同等の耐摩耗性を示すことを確認した[38]. さらに、著者らは、ベイナイト鋼の高炭素化を検討し、高炭素化により耐摩耗性が向上することを確認した[39]. また、Bhadeshia らは、残留 γ 組織に着目し、合金制御によりベイナイト組織中に残留 γ 組織を生成させることにより耐摩耗性が改善することを報告した[40].

これらのマクロ的な金属組織制御に加えて、耐摩耗性に優れたパーライト鋼について、パーライトブロックサイズの影響が検証された. 横山らは、ブロックサイズの異なるパーライト鋼の摩耗特性を評価し、ブロックサイズが微細化すると耐摩耗性が向上することを報告した[41].

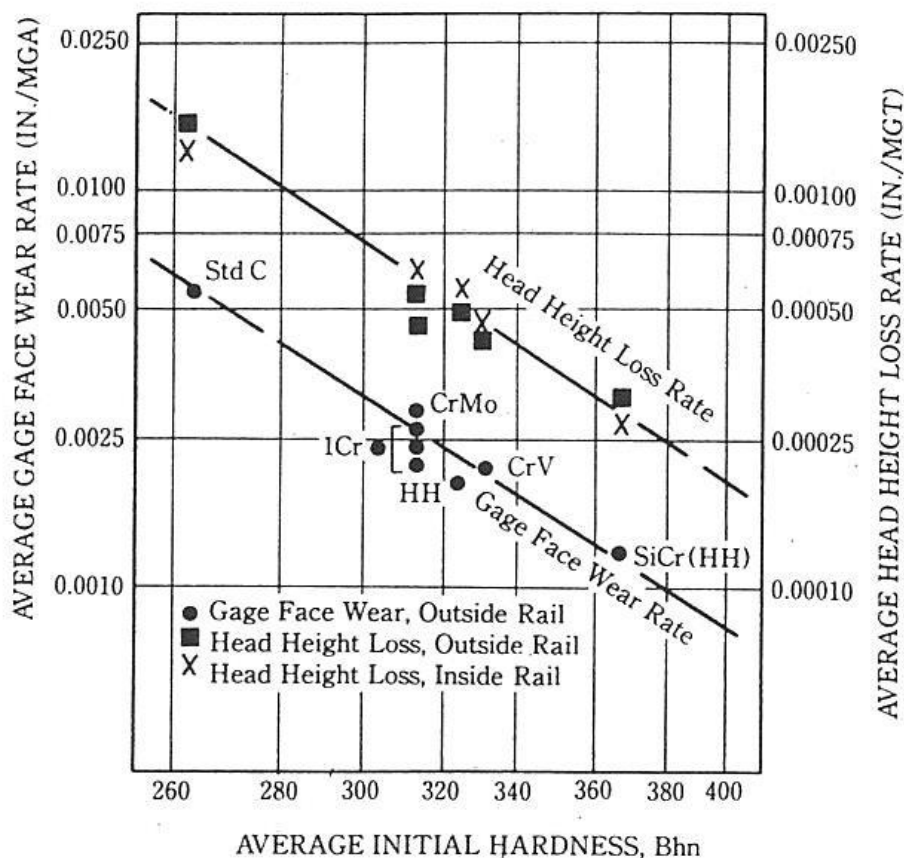


図 1-9 試験敷設されたレールの硬さと摩耗量の関係[34]

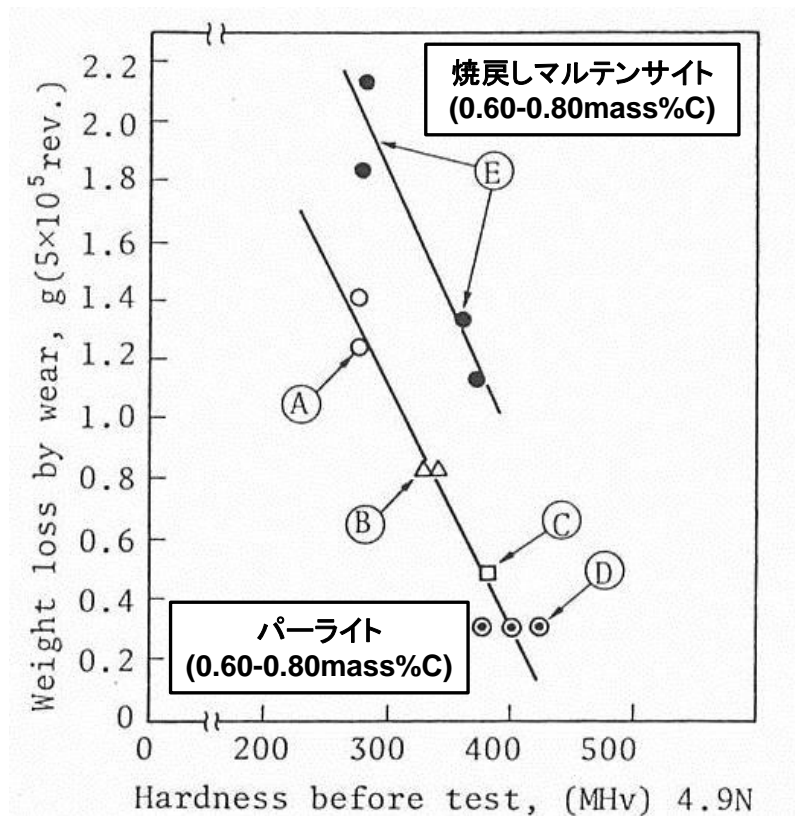


図 1-10 高炭素鋼の金属組織と摩耗量の関係[18]

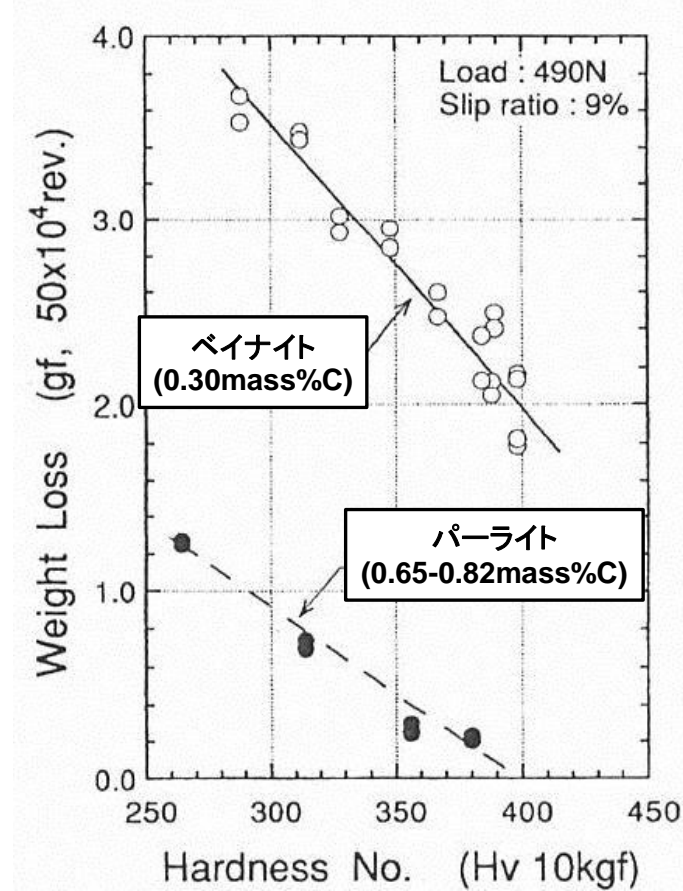


図 1-11 バイナイト鋼とパーライト鋼の硬さと摩耗量の関係[23]

1.4.1.3 総括

レール鋼の耐摩耗性の向上については、硬さ、金属組織の観点から様々な研究が行われていた。しかしながら、耐摩耗性の高いパーライト鋼については、共析炭素量(0.8 mass%)を超える炭素量での摩耗特性を評価、検討した結果はない。また、炭素量と摩耗特性の関係を議論した知見も少ない。さらに、パーライト鋼の耐摩耗性の向上はころがり接触面の硬さの上昇が主な要因と報告されている[32]が、パーライト鋼のころがり接触面の硬さの上昇機構や組織変化については詳細な解析は成されていない。また、パーライト鋼と比較して摩耗量の多い焼戻しマルテンサイト鋼、ベイナイト鋼等についてもその摩耗機構を詳細に検討した結果は見当たらない。

1.4.2 レールのころがり接触疲労損傷に関する従来の研究

レールのころがり接触疲労損傷に関する研究は、主に①レール鋼の金属組織、②レール鋼の硬さ、③レールの削正、④レール／車輪の接触部の潤滑、⑤応力解析による損傷予測の観点から継続的に進められてきた。ここでは、それぞれの研究についてこれまでの研究について紹介する。

1.4.2.1 レール鋼の金属組織

旅客鉄道の直線区間で発生するころがり接触疲労損傷(頭頂面シェリング)は、車輪との接触により形成されるレール頭頂部の金属疲労が原因と考えられている。そこで、この金属疲労層を取り除く方法として、前節に述べたレール鋼の金属組織の選択による摩耗の制御の研究が成された。著者らは、同一硬さにおいて、パーライト鋼(0.65～0.82 mass%C)と比較して摩耗量の多いベイナイト鋼(0.30 mass%C)に着目し[23]、兼田らと共同で再現実験を行い[42]、ベイナイト鋼の適用により頭頂面シェリングが抑制できることを示した[23,24]。

また、曲線区間で発生する塑性流動起因のころがり接触疲労損傷について、Edenらは、実軌道で発生したころがり接触疲労損傷を調査し、き裂の発生起点がパーライト組織中の初析フェライト組織であることを突き止め、初析フェライト組織のないパーライト組織がころがり接触疲労損傷の抑制に有効であることを示した[43,44]。さらに、横山らは、高強度ベイナイト鋼の適用を検討し、二円筒式の試験機により損傷の再現試験を行った。図 1-12 に

レール鋼の鋼種（組織，強度）と損傷発生時間の関係を示す．ベイナイト鋼は損傷発生寿命が長く，耐ころがり接触疲労損傷性が向上することを示した[45,46]．

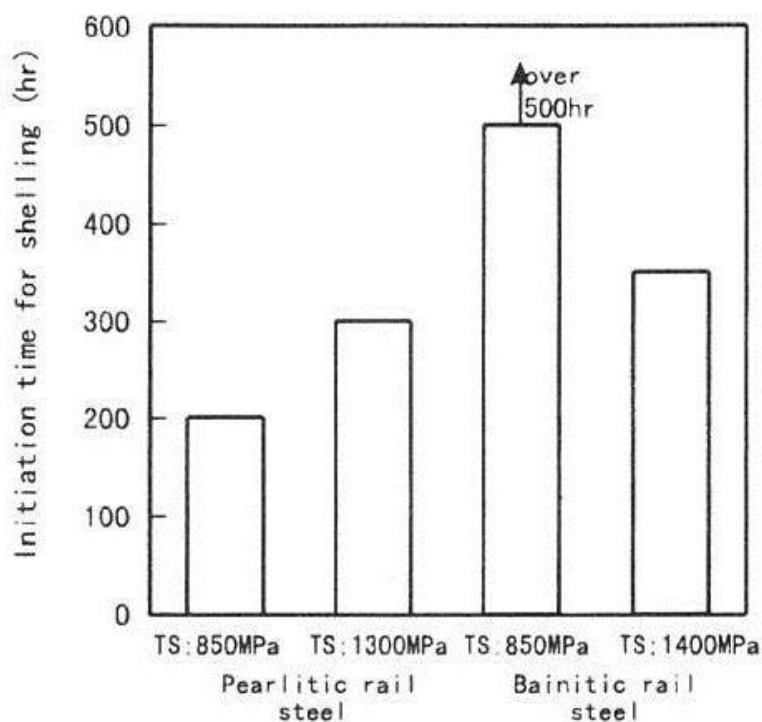


図 1-12 レールの鋼種（組織，強度）と損傷発生時間の関係 [45]

1.4.2.2 レール鋼の硬さ

曲線区間で発生する塑性流動起因のころがり接触疲労損傷は，接線力に伴う塑性流動が発達し，この流動に沿ってき裂が生成し，その一部が剥離する現象であると考えられている[3,4]．したがって，レール鋼の硬さの向上が耐ころがり接触疲労損傷性の向上に大きく寄与すると考えられており，実験や実軌道において様々な研究が行われた[6,47-49]．**Muster** らは，実レールの試験敷設により，パーライト鋼レールの硬さところがり接触疲労損傷の関係を評価した．図 1-13 にレールのころがり接触面性状，接触面直下断面のき裂性状を示す．パーライト鋼は硬さの向上により，レールのころがり接触面のき裂や剥離が抑制され，ころがり接触面直下に生成するき裂深さが減少することを示した[6]．

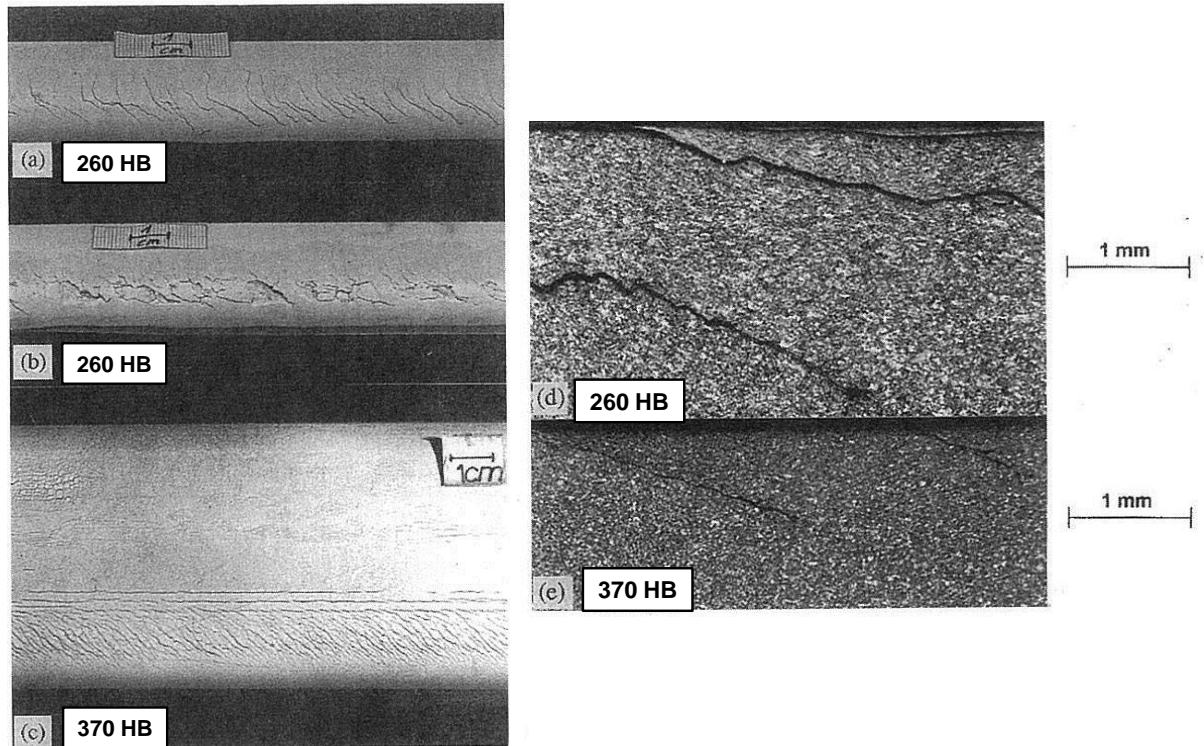


図 1-13 レールの鋼種（硬さ）とところがり接触面性状
および接触面直下断面のき裂性状の関係 [6]

1.4.2.3 レールの削正

旅客鉄道の直線区間で発生するところがり接触疲労損傷は、車輪との接触により形成されるレール頭頂部の金属疲労が原因と考えられている。そこで、この金属疲労層を取り除く方法として、レール頭頂部の削正方法の研究が成された。石田らは、定期的な削正により、金属疲労の蓄積が減少し、頭頂面シェリングが抑制できることを実験と解析により示した [50,51]。また、曲線区間で発生する塑性流動起因のところがり接触疲労損傷については、この塑性流動層を取り除く方法として、旅客鉄道と同様に削正方法の研究が成された [52-54]。Linn らは、実軌道において削正の有効性を検証した。その結果、累積通過トン数（軌道上を通過した貨物の累積重量）に応じた定期的な削正により、塑性流動の発達が抑制され、損傷の発生が減少し、レール使用寿命が向上することを示した [53]。

1.4.2.4 レール／車輪の接触部の潤滑

曲線区間で発生する塑性流動起因のころがり接触疲労損傷については、塑性流動層の生成原因である接線力の抑制が有効である。そこで、レール／車輪の接触面における潤滑方法、潤滑剤の研究が成された[55-57]。Mutton らは、塑性流動の原因である摩擦力を抑制するため、潤滑剤として使用されるグリースの成分とレール／車輪の摩擦力の関係を調査し、成分の選択により摩擦力の制御が可能であることを示した[56]。

1.4.2.5 応力解析による損傷予測

これらの実験や実軌道におけるころがり接触疲労損傷に関する研究に加えて、レール／車輪の接触応力計算によるき裂の発生や伝播を予測する研究[58-60]が成された。Dang Van らは、レール／車輪の複雑な接触の応力状態を FEM (Finite Element Method) を用いて計算し、多軸疲労評価モデルの適用により、き裂の発生を予測する方法を提案し[58]、シミュレーション技術による損傷評価および予測の可能性を示した。

1.4.2.6 総括

レール鋼としては硬さの高いパーライト鋼やベイナイト鋼が耐ころがり接触疲労損傷性を向上させることが示されている。しかし、パーライト鋼において炭素量ところがり接触疲労損傷特性の関係を議論した知見はない。また、硬さの高いパーライト鋼が耐ころがり接触疲労損傷性を向上させる機構については様々な検討が成されているが、ころがり接触面直下のき裂の進展挙動について、塑性流動や硬さの変化の観点から検討、議論した結果は少ない。

1.5 近年のレールの使用環境の変化

海外の貨物鉄道では、経済発展に伴う物資輸送や鉱石等の資源輸送の増加により、さらなる輸送効率の向上が求められている。輸送効率を増加させるため、各鉄道会社では、図 1-14 に示すように貨物コンテナの 2 段積み (Double stack) や積載重量の増加が行われている。図 1-15 に北米や豪州等の貨物鉄道における輪重 (1 つの車輪に作用する荷重) の推移を示す。1990 年からの約 20 年間に於いて、輪重が約 2 倍の 20 トンまで増加 [41,61]している。



図 1-14 北米における貨物コンテナ輸送の実態 [61]

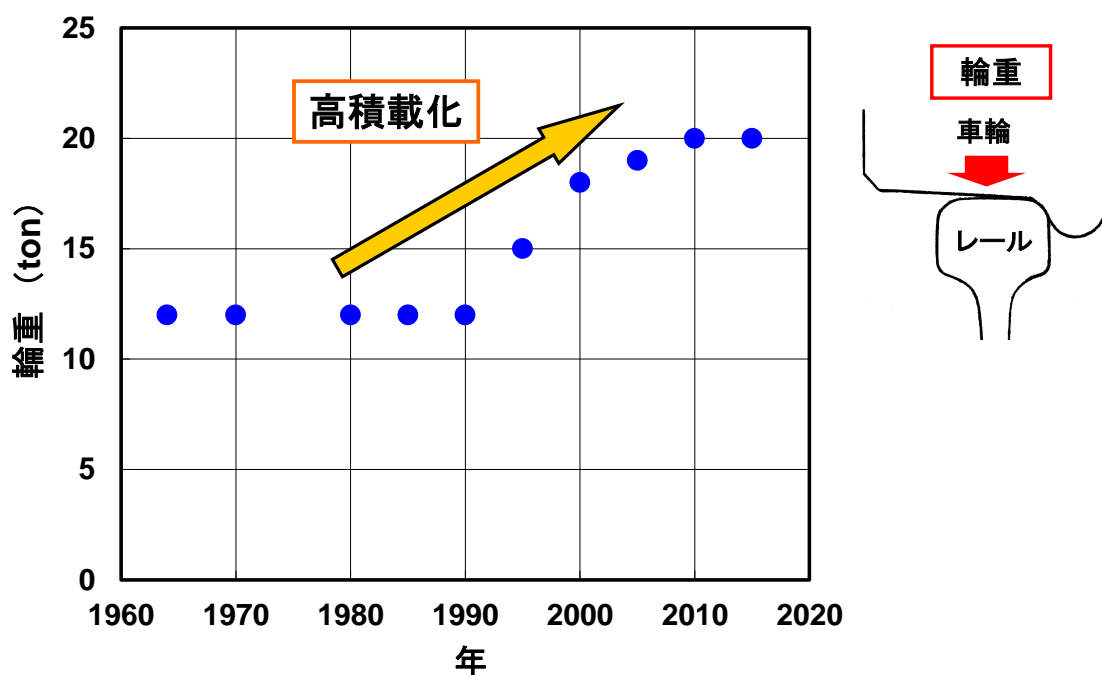


図 1-15 北米や豪州等の貨物鉄道における輪重の推移

図 1-16 に Rio-Tinto 社の曲線軌道における各年の累積通過トン数とレールの摩耗 (Wear) およびころがり接触疲労損傷 (RCF: Rolling Contact Fatigue) の対策の推移を示す[62]. 資源輸送量の増加に伴う通過トン数の増加により, レールの摩耗やころがり接触疲労損傷の対策が増加しており, 特に2000年以降では, ころがり接触疲労損傷に対するレールの探傷や削正が顕著に増加している.

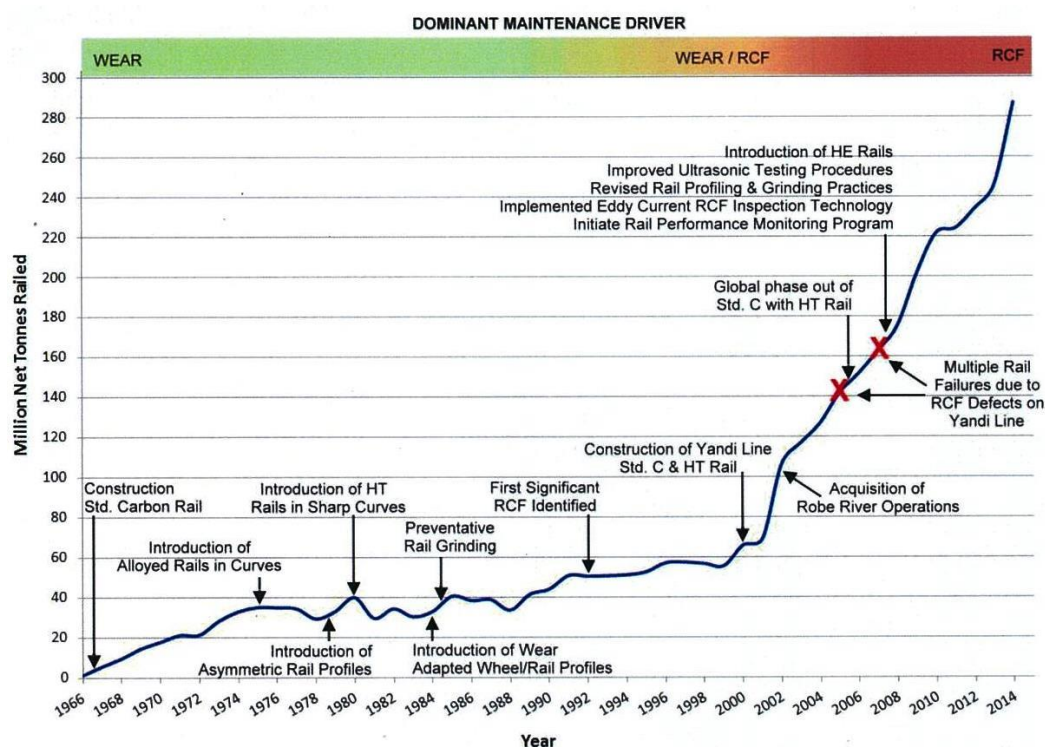


図 1-16 Rio-Tinto 社の曲線軌道における各年の累積通過トン数とレールの摩耗 (Wear) およびころがり接触疲労損傷 (RCF) の対策の推移[62]

一方, 新幹線等の旅客鉄道では, 自動車, 航空機等との他の交通機関との熾烈な競争により, 列車速度の向上が積極的に進められている. 図 1-17 に世界各国の高速鉄道の最高速度の推移を示す. 1990 年代に仏の TGV が 300 km/h の営業運転を始めたのを皮切りに, 年毎に列車速度の高速化が進み, 現在では 320~340 km/h の営業運転が定着している. このような世界的な旅客輸送の環境の変化に伴い, 金属疲労に伴うころがり接触疲労損傷 (頭頂面シェリング) が増加している[63].

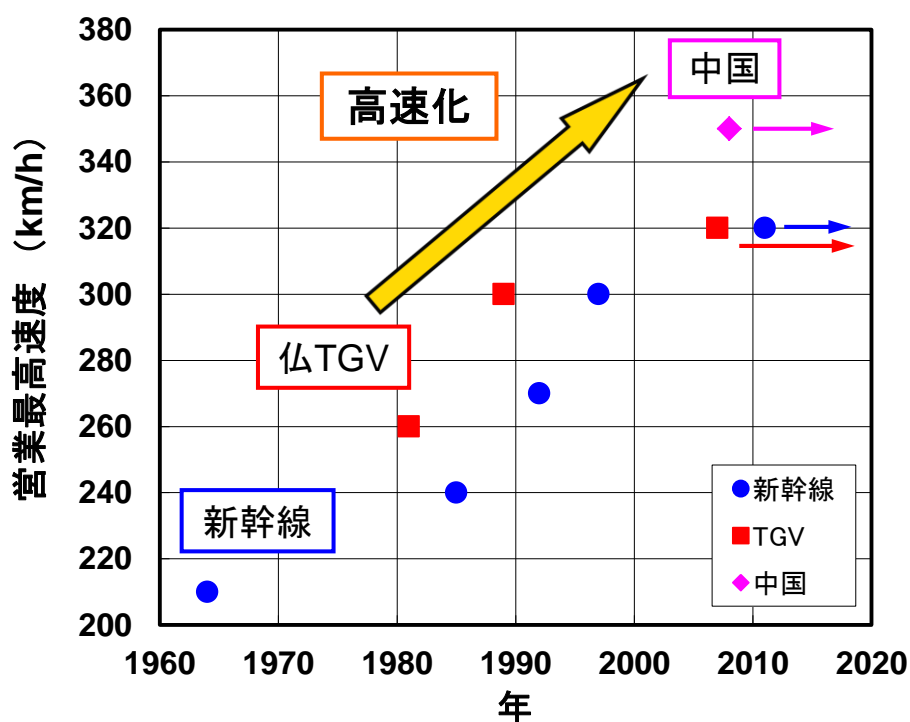


図 1-17 世界各国の高速鉄道の最高速度の推移

このような軌道環境の変化にともない、レールの使用環境はさらに過酷化しており、海外の貨物鉄道では、上記のようにレールの摩耗や塑性変形を起因とするころがり接触疲労損傷（スポーリング、フレーキング）が急増している。また、旅客鉄道においても、金属疲労に伴うころがり接触疲労損傷（頭頂面シェリング）が顕在化している。

これらの対応として、レール／車輪の接触部の潤滑による摩耗や疲労損傷の抑制、定期的なレール頭部の削正によるレール／車輪の接触面圧の軽減や疲労損傷、疲労層の除去が行われている。しかし、抜本的な解決には程遠く、鉄道輸送の安全性やレール使用寿命の向上の観点から、耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性に優れた新たなレールの開発が強く望まれていた。

1.6 本研究の目的

本研究の目的は、接触面圧が高く、使用環境の過酷な海外の貨物鉄道におけるレールの摩耗や塑性変形を起因とするころがり接触疲労損傷を抑制するレール鋼を開発することである。このため、現行の高強度レール鋼(0.8 mass%C)をベースに金属組織や炭素量の異なる高炭素鋼(0.8~1.2 mass%C)の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性を明らかにする。

レール鋼の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性の向上については、これまで多数の報告が成されていることを 1.4 節で報告した。その結果、レール鋼の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性の向上には、パーライト鋼においては高硬度化が有効であることが示されていた。しかし、高硬度化以外の技術開発は行われておらず、パーライト鋼の耐摩耗性が向上する機構についても明確な見解は示されていない。

そこで、本研究では、レール鋼の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性を向上させる新たな知見を得るため、高炭素鋼(0.8,1.2 mass%C)の金属組織と摩耗の関係を実験室的に検討し、耐摩耗性に優れた金属組織を明らかにする。さらに、フェライト相と炭化物であるセメンタイト相が層状構造(ラメラ構造)である耐摩耗性の高いパーライト鋼を活用した耐摩耗性の向上を検討し、高炭素パーライト鋼(0.8~1.0 mass%C)の耐摩耗性を評価し、耐摩耗性の向上機構を解明する。次に、高炭素パーライト鋼(0.8,1.0 mass%C)のころがり接触疲労損傷性を実験的に評価し、高炭素化によるパーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性の向上機構を解明する。最後に、過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)を試作し、貨物鉄道における試験敷設により耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性を確認する。

1.7 論文の構成

第 1 章は序論である。鉄道の分類と使用環境を述べると共に、レールに要求される諸特性と課題、鉄道用レールの変遷を説明した。さらに、レール鋼の摩耗やころがり接触疲労損傷に関する従来の研究を紹介し、本論文の目的を明らかにした。

第 2 章では、レール鋼の耐摩耗性を向上させるため、高炭素鋼 (0.8, 1.2 mass%C) の金属組織と摩耗の関係を実験室的に検討し、耐摩耗性に及ぼす金属組織の影響について述べる。

第 3 章では、レール鋼の耐摩耗性を向上させるため、硬質な炭化物の利用を検討した。炭化物の量を増加させるため、パーライト鋼のセメンタイト相の体積分率の増加、すなわち、高炭素化を検討し、高炭素パーライト鋼 (0.8~1.0 mass%C) の摩耗特性の評価、摩耗機構について考察した結果について述べる。

第 4 章では、高炭素パーライト鋼 (0.8, 1.0 mass%C) のころがり接触疲労損傷特性の評価、高炭素化による耐ころがり接触疲労損傷性の向上機構について考察した結果について述べる。

第 5 章は試作、実用化状況である。試作した過共析パーライト鋼 (0.9, 1.0 mass%C) レールの諸特性、実軌道における耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性について紹介する。

第 6 章は総括である。本研究の成果を要約し、今後の展望について言及する。

第 1 章の参考文献

- [1] 加藤八洲夫, レール, 鉄道施設協会, (1978)
- [2] 佐藤幸雄, 柏谷賢治, レール頭頂面変形層の結晶学的解明, 鉄道総合技術論文誌, 6 巻, 12 号, (1992) 59-68.
- [3] Ghonem H., Kalousek J., Stone D. H., Laufer E. E., Aspects of plastic deformation and fatigue damage in pearlitic rail steel, In Proceedings of the 2th International Heavy Haul Conference, Colorado Springs, (1982) 339-349.
- [4] Sato M., Anderson P. M., Rigney D. A., Rolling-sliding behavior of rail steels, Wear 162-164, (1993) 159-172.
- [5] 片岡宏夫, 溶接学会誌, 第 76 巻, 第 6 号, (2007) 24-27.
- [6] Muster H., Schmedders H., Wick K., Pradier H., Rail rolling contact fatigue. The performance of naturally hard and head-hardened rails in track, Wear 191, (1996) 54-64.
- [7] Clayton P., Tribological aspects of wheel-rail contact: a review of recent experimental research, Wear 191, (1996) 170-183.
- [8] 上田正治, 内野耕一, 松下公一郎, 小林 玲, 重荷重鉄道用耐摩耗・耐損傷レール (HE レール) の開発, 新日鉄技報, 第 375 号, (2001) 150-155.
- [9] Magel E., Mutton P., Ekberg A., Kapoor A., Rolling contact fatigue wear and broken rail derailments, Wear 366-367, (2016) 249-257.
- [10] Ueda M., Matsuda K., Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels, Wear 444-445 (2020) 203120.
- [11] 片岡宏夫, レールの断面形状と材質, RRR, Vol. 69, No. 4, (2014) 28-31.
- [12] 佐伯和彦, 岩野克也, 鉄道用軌条の歩みと今後の展望, 新日鉄住金技報, 第 395 号, (2013) 19-25.
- [13] Bramfitt B., A metallurgical perspective of the role of rail steel in the growth of America, Iron Steel Technology, Vol. 9, No. 1, (2012) 158-172.
- [14] 合田 健, 木村 勲, 浜渦博人, 伊藤昭典, 加納策郎, 竹山輝義, 最近の高周波熱処理軌条について, 製鐵研究, 244 号, (1963) 47-59.

- [15] Dewez F. J., Wandrisco J. M., U.S. Patent No. 3,193,270 (1965).
- [16] Hodgson W. H., Yates J. K., Perston R. R., The development of a second generation of alloy steel rails for heavy haul applications, In Proceedings of 2st International Heavy Haul Railway Conference, Colorado Springs, (1982) 207-215.
- [17] Steele R. K., Reiff R. P., Rail: Its behavior and relationship to total system wear, In Proceedings of 2st International Heavy Haul Railway Conference, Colorado Springs, (1982) 227-275.
- [18] Sugino K., Kageyama H., Masumoto H., Development of weldable high-strength steel rails, In Proceedings of 2st International Heavy Haul Railway Conference, Colorado Springs, (1982) 187-197.
- [19] Sugino K., Kageyama H., Suzuki, T., Fukuda, K., Yoshitake H., Makino Y., Ishi M., Development of in-line heat treated, In Proceedings of The Fourth International Heavy Haul Railway Conference, Brisbane, (1989) 41-45.
- [20] Fukuda K., Kataoka Y., Yamanaka H., Ueda M., New heat-treated rail with thicker head-hardened layer and higher toughness, In Proceedings of The Fourth International Heavy Haul Railway Conference, Brisbane, (1989) 51-55.
- [21] Sugino K., Kageyama H., Urashima C., Metallurgical characteristics of in-line heart-treated DHH rails, In Proceedings of Mechanical Working and Steel Processing Conference, Ohio, (1990) 171-176.
- [22] Kataoka Y., Furukawa J., Ueda M., Horita T., Yamanaka H., In-line heat-treated THH-rails, In Proceedings of Rail Steels-Developments, Manufacturing and Performance, Quebec, (1992) 11-16.
- [23] 上田正治, 影山英明, 佐藤幸雄, ベイナイトレール鋼の摩耗・ころがり疲労損傷特性, CAMP-ISIJ, Vol. 7, (1994) 1814.
- [24] 上田正治, 内野耕一, 兼田禎宏, 松田健次, 村上清人, 影山英明, レールダークスポット損傷の再現と損傷発生におよぼす組織・硬さの影響, CAMP-ISIJ, Vol. 10, (1997) 640.

- [25] 佐藤幸雄, 辰巳光正, 柏谷賢治, 上田正治, 横山 泰康, 耐シェリング用 ベイナイトレールの開発, 鉄道総研報告, Vol. 12, No. 10, (1998) 15-20.
- [26] Satoh Y., Tatsumi M., Kashiwaya K., Ueda M., Yokoyama H., Development of anti-darkspot bainitic steel rail, QR of RTRI, Vol. 40, No. 2, (1999) 86-91.
- [27] 佐藤幸雄, 辰巳光正, 柏谷賢治, 上田正治, 横山 泰康, 耐シェリング用 ベイナイトレール, 日本鉄道施設協会誌, 第 37 巻, 第 4 号, (1999) 258-261.
- [28] 佐藤幸雄, 辰巳光正, 柏谷賢治, 上田正治, 横山 泰康, ベイナイトレールの長期耐久試験による耐シェリング性の評価, 鉄道総研報告, Vol. 22, No. 4, (2008) 29-34.
- [29] 佐藤幸雄, 辰巳光正, 柏谷賢治, 上田正治, 横山 泰康, 耐シェリング用 ベイナイトレールの試験敷設結果, 日本鉄道施設協会誌, 第 46 巻, 第 4 号, (2008) 276-279.
- [30] 笹田 直, 潤滑, Vol. 24, No. 11, (1979) 700.
- [31] 山本雄二, 兼田 禎宏, トライボロジー, 理工学社, (1998) 190.
- [32] 影山英明, 杉野和男, 梶本弘毅, 鉄と鋼, Vol. 64, No. 11, (1978) S905.
- [33] 上田正博, 竹原 準一郎, 岩崎 宣博, 市之瀬 弘之, 鉄と鋼, Vol. 64, No. 11, (1978) S906.
- [34] Brave G., Hannafious J., Steele R., Fast/Hal rail performance experiment and overview, AAR Report R-796, (1991).
- [35] Masumoto H., Sugino K., Hayashida H., Development of wear resistance and anti-shelling high strength rails in japan, In Proceedings of 1st International Heavy Haul Railway Conference, Perth, (1978) session 212.
- [36] Kalousek J., Fegredo D. M., Laufer E. E., The wear resistance and worn metallography of pearlite, Bainite and Tempered Martensite Rail Steel Microstructure of High Hardness, Wear 105, (1985) 199-222.
- [37] Ichinose H., Takehara J., Ueda M., High strength rails produced by two-stage flame heating and slack-quenching, In Proceedings of 2st International Heavy Haul Railway Conference, Colorado Springs, (1982) 85-HH-19 178-186.

- [38] Jin N., Clayton P., Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels, *Wear* 202, (1997) 202-207.
- [39] Ueda M., Uchino K., Kageyama, H., Kaneta T., Kobayashi, A., Developement of bainitic steel rail with excellent surface damage resistance, In Proceedings of International Heavy Haul Conference Specialist Technical Session (STS) of the IHHA, Moscow, (1999) 259-266.
- [40] Bhadeshia H.K.D.H., High Performance Bainitic Steels, *Materials Science Forum*, 500-501, (2005) 63-74.
- [41] 横山泰康, 三田尾眞司, 竹正峰康, 耐摩耗性, 耐損傷性に優れた高強度パーライトレール(SP レール), *NKK 技報*, No. 176, (2002) 59-64.
- [42] Kaneta M., Matsuda, K., Murakami K., Nishikawa H., A possible mechanism for rail dark spot defects, *Journal of Tribology*, Vol. 120, April, (1998) 304-309.
- [43] Eden H. C., Garnham J. E., Davis C. L., Influential microstructural changes on rolling contact fatigue crack initiation in pearlitic rail steels, *Materials Science and Technology*, Vol. 21, No.6, (2005) 623-629.
- [44] Garnham J. E., Davis C. L., The role of deformed rail microstructure on rolling contact fatigue initiation, *Wear* 265, (2008) 1363-1372.
- [45] 横山泰康, 三田尾眞司, 酒井潤一, 山本定弘, パーライトレール鋼とベイナイトレール鋼における摩耗および転動疲労挙動, *鉄と鋼*, Vol. 86, No. 6, (2000) 55-62.
- [46] Yokoyama H., Mitao S., Yamamoto S., Fujikake M., Effect of the angle of attack on flaking behavior in pearlitic and bainitic steel rails, *Wear* 253, (2002) 60-66.
- [47] Beynon J. H., Garnham J. E., Sawley K. J., Rolling contact fatigue of three pearlitic rail steels, *Wear* 192, (1996) 94-111.
- [48] Stock R., Pippan R., RCF and wear in theory and practices-The influence of rail grade on wear an RCF, *Wear* 314, (2011) 125-133.
- [49] Stock R., Pippan R., Rail grade dependent damage behavior -Characteristics and damage formation hypothesis, *Wear* 314, (2014) 44-50.

- [50] 石田 誠, 阿部則次, レールシェリング予防削正効果に関する実験的研究, 鉄道総研報告, Vol. 9, No. 12, (1995) 19-24.
- [51] 石田 誠, レールの損傷を予防する, RRR, No. 7 (2003) 18-21.
- [52] Kalousek J, Sroba P, Hegelund C, "Analysis of rail grinding tests and implications for corrective and preventive grinding", Proceedings of the 4th International Heavy Haul Conference, Brisbane, (1989) 193-204.
- [53] Linn S, Abell D, Kalousek J, Sroba P, Planning of production rail grinding on the Burlington Northern Railway, Proceedings of the Fifth International Heavy haul Conference, Beijing, (1993) 316-323.
- [54] Magel E, Kalousek J, The application of contact mechanics to rail profile design and rail grinding, Wear 253, (2002) 308-316.
- [55] Reiff R. P., Rail/wheel lubrication studies at FAST, Lubrication Engineering, June, (1986) 340-349.
- [56] Mutton P. J., Aspects of rail lubrication in heavy haul railroads, Mechanical Engineering Transaction, Vol. 13, No. 3, (1988) 157-164.
- [57] Judge T., Rail lubrication providing potential, Railway Track & Structure, February, (2009) 27-32.
- [58] Dang Van K., Maitournam M. H., On some recent trends in modelling of contact fatigue and wear in rail, Wear 253, (2002) 219-227.
- [59] Desimone H., Bernasconi A., Beretta S., On the application of dang van criterion to rolling contact fatigue, Wear 260, (2006) 567-572.
- [60] Peixoto D. F. C., Ferreira L. A. A., Castro P. M. S. T., Application of the dang van fatigue criterion to the rail/wheel contact problem, Materials Science Forum, Vol. 636-637, (2010) 1178-1185.
- [61] 上田正治, 松下公一郎, 岩野克也, 小林 玲, 山本剛士, 宮崎照久, 高橋 淳, 小林由起子, 海外貨物鉄道用の長寿命レールの開発, 新日鉄住金技報, 第 395 号, (2013) 64-72.

- [62] Wessels L., Oswald S., Welsby D., Mutton P., Managing The Transition From Rail wear to Rolling Contact Fatigue in a Heavy Haul Environment, In Proceedings of the International Heavy Haul Conference, Perth, (2015) 1045-1054.
- [63] 小関昌信, 片岡慶太, レールの信頼性向上を目的とした研究開発について, JR EAST Technical Review-No.17, (2007) 13-18.

第2章 高炭素鋼の摩耗特性に及ぼす金属組織の影響

2.1 緒言

レール鋼の耐摩耗性を向上させるため、その基礎検討として、共析炭素成分(0.8 mass%C)のパーライト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼、また、過共析炭素成分(1.2 mass%C)の球状化炭化物鋼、初析セメンタイト鋼(初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼)を用いて、二円筒式の試験機によるころがり接触摩耗試験を行い、高炭素鋼の金属組織と摩耗の関係を明らかにした。さらに、ころがり接触面やころがり接触面直下断面の硬度測定や組織観察により、高炭素鋼のころがり接触摩耗の支配因子を検討し、高炭素鋼の摩耗機構について考察した。

2.2 供試材

供試材の化学成分を表 2-1 に示す。供試材は主に炭素量を 0.8 mass%, 1.2 mass% の 2 水準に変化させた鋼であり、いずれも電解鉄および合金鋼を用いた真空溶解材である。鑄造した 50 kg 鋼塊($t=110\sim150$ mm)を 1250 °C に再加熱し、最終板厚 40 mm に熱間圧延し、その後、所定の組織を得るため、各種条件において熱処理を施した。表 2-2 に供試材の金属組織、炭素量、熱処理および熱処理後の硬さを示す。また、図 2-1 に供試材の熱処理条件を示す。供試材は、共析炭素成分(0.8 mass%C)のパーライト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼、また、過共析炭素成分(1.2 mass%C)の層状のセメンタイト相を一部に含む球状化炭化物鋼(以降、「球状化炭化物鋼」と称す)、初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼(以降、「セメンタイト鋼」と称す)である。パーライト鋼、セメンタイト鋼は、熱間圧延後、自然放冷したものである。また、焼戻しマルテンサイト鋼は、熱間圧延した鋼を 1000 °C に再加熱し、その後、焼入れを行い、675 °C で焼戻したものである。さらに、球状化炭化物鋼は 1100 °C に再加熱し、その後、加速冷却を行い、700~850 °C で球状化処理したものである。これらの鋼は熱処理条件の制御等により、それぞれの鋼の熱処理後の硬さ(試験前硬さ)を 284~306 HV の範囲に調整した。

表 2-1 供試材の化学成分[1]

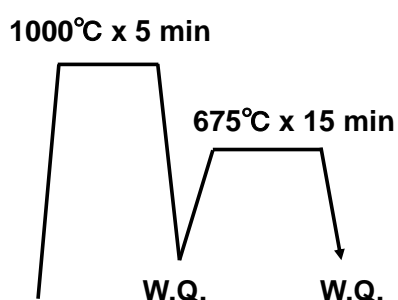
(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.79	0.51	0.61	0.015	0.016	0.25
1.21	0.49	0.60	0.015	0.014	0.24

表 2-2 供試材の金属組織，炭素量，熱処理および熱処理後の硬さ[1]

Steel	Carbon content	Heat-treatment	Hardness (HV10)
Pearlite	0.8 mass%	As rolled	296
Tempered martensite	0.8 mass%	Quench and temper	286
Spheroidal carbide	1.2 mass%	Accelerated cooling and temper	284
Proeutectoid cementite	1.2 mass%	As rolled	306

Quench and temper



Accelerated cooling and temper

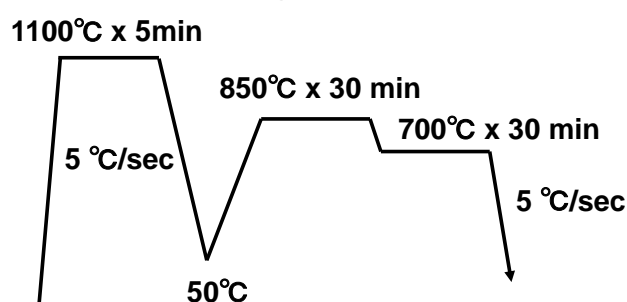


図 2-1 供試材の熱処理条件[1]

図 2-2 に各供試材のマイクロ組織を示す。マイクロ組織は各供試材を走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope) で観察したものである。パーライト鋼はフェライト相と炭化物であるセメンタイト相が層状のラメラ構造，セメンタイト鋼は旧オーステナイト粒界から生成した粗大な初析セメンタイト組織がパーライト組織中に分散した構造，焼戻しマルテンサイト鋼は微細な炭化物が基地フェライト組織中に分散した構造，球状化炭化物鋼は比較的粗大な炭化物と微量の層状のセメンタイト相が基地フェライト組織中に分散した構造である。

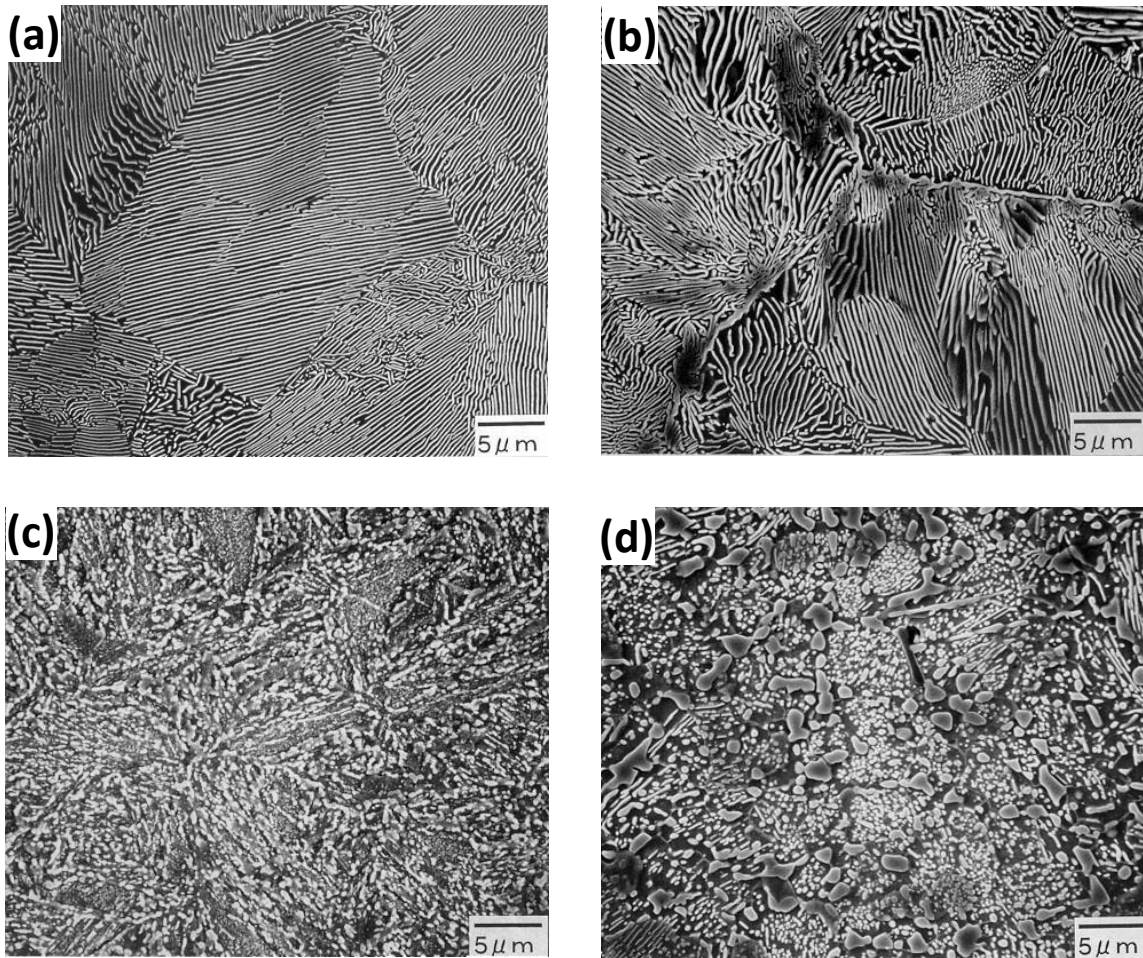


図 2-2 各供試材のミクロ組織 (SEM) [1];

(a) パーライト鋼 (0.8 mass% C), (b) セメントナイト鋼 (1.2 mass% C),
(c) 焼戻しマルテンサイト鋼 (0.8 mass% C), (d) 球状化炭化物鋼 (1.2 mass% C)

2.3 摩耗試験

図 2-3 に摩耗試験機の概要を示す. ころがり接触摩耗特性は, 二円筒を一对とする試験片を用い, レールと車輪のころがり接触による摩耗の再現が可能な西原式摩耗試験機により評価した. 試験機は 2 本の試験片取り付け軸から構成されており, 試験片側 (レール) の軸 (800 rpm) は V ベルトを介して直接モーターにより駆動し, 一方, 相手材側 (車輪) の軸は試験片側の軸から歯車を介して駆動する機構である.

図 2-4 に摩耗試験の概要と試験片形状を示す. 試験片 (レール) は, 熱処理した各素材より直径 30 mm, 厚さ 8 mm の円筒を切り出し, ころがり接触面の表面粗さを整え, 試験に供した. また, 相手材 (車輪) は, 炭素量 0.8 mass%, 硬さ 380 HV のパーライト組織の素材より, 試験片と同一寸法で切り出し, 試験に供した.

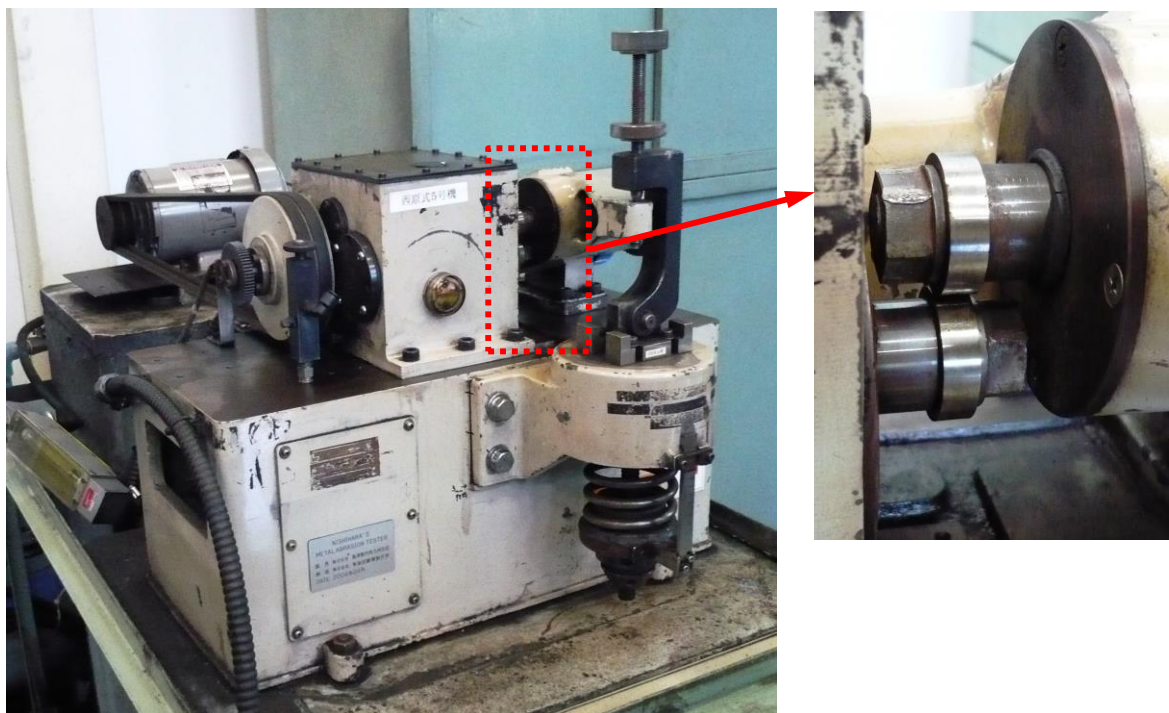


図 2-3 摩耗試験機の概要

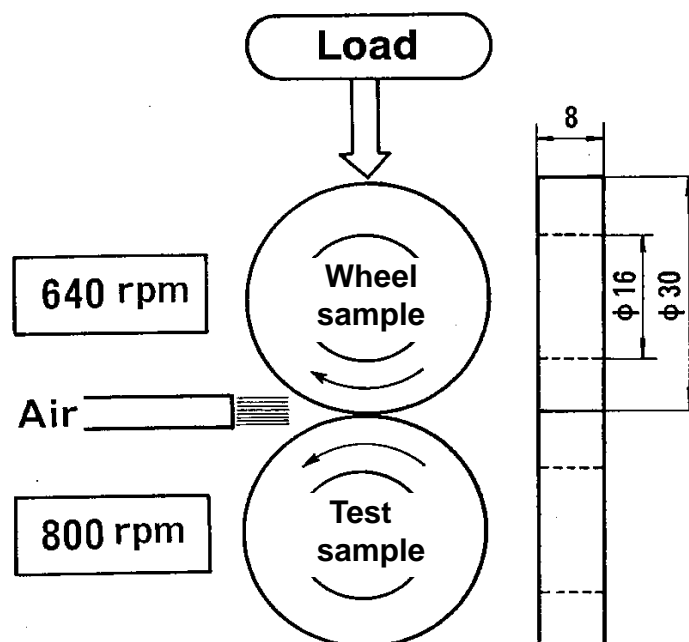


図 2-4 摩耗試験の概要および試験片形状[1]

表 2-3 に摩耗試験条件を示す。試験条件は実軌道のレール頭側部（車輪のフランジ部とレールが接触する位置）の接触条件[2]を再現するため、接触面の最大ヘルツ圧力 640 MPa（荷重：686 N）、すべり率 20%に設定した。接触面圧はコイルばねを介して相手材側の軸を試験片側の軸へ押さえつけることにより制御した。また、すべりについては、試験片取り付け軸に組み込まれた歯車の歯車比を変えて、相手材側の回転速度を低く設定することにより、強制的に付与した。さらに、これらの条件に加えて、ころがり接触面での発熱による材質的な変化の防止、摩耗粉の除去を目的として、圧搾空気によるころがり接触面の連続強制冷却を行った。摩耗量は試験前と試験後の試験片の重量差により評価した。繰り返し接触回数は $100 \sim 700 \times 10^3$ 回の範囲で変化させ、繰り返し途中の摩耗挙動を調査した。なお、摩耗試験は同一試験条件において3回行い、摩耗量は試験3回分の平均値を代表値とした。

表 2-3 摩耗試験条件[1]

Load	686 (N)
Hertzian maximum contact pressure	640 (MPa)
Rotating speed	800 (rpm)
Slip ratio	20 (%)
Lubrication	Air (100 NL/min)
Number of rolling contact cycles	100×10^3-700×10^3

ころがり接触面性状を確認するため、試験後の試験片のころがり接触面をバフ研磨し、光学顕微鏡による観察を行った。また、ころがり接触による硬さの変化を把握するため、ビッカース微小硬度計（200, 100 gf）によるころがり接触面およびころがり接触面直下断面の硬度測定を行った。さらに、ころがり接触による微視組織変化を確認するため、走査型電子顕微鏡（SEM）、透過型電子顕微鏡（TEM: Transmission Electron Microscope, 加速電圧 200 kV）によるころがり接触面直下およびころがり接触面の組織観察を行った。なお、ころがり接触面の硬さはき裂や剥離が発生していない任意のころがり接触面の 20 ヶ所、断面硬さはき裂が発生していない任意のころがり接触面直下の 3 ヶ所について測定を行い、その平均値を代表値とした。また、TEM 観察に用いた試料は、ころがり接触面より厚さ 0.20 mm の素材を切り出し、化学研磨により厚さ 30 μm まで減厚された後、過塩素酸 10%、酢酸 90%の電解液によるツイングジェット法により仕上げた薄膜を使用した。

2.4 実験結果

2.4.1 摩耗量に及ぼす金属組織の影響

図 2-5 に試験片の繰り返し接触回数と摩耗量の関係を示す。いずれの試験片においても繰り返し接触回数の増加にともない摩耗量が増加している。繰り返し接触回数 100×10^3 回(以降,「 100×10^3 回」と称す)では,焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して,パーライト鋼やセメンタイト鋼の摩耗量は著しく少ない。さらに繰り返し接触回数が増加すると,いずれの鋼においても摩耗量は増加し,繰り返し接触回数 700×10^3 回(以降,「 700×10^3 回」と称す)では,摩耗量の少ないパーライト鋼やセメンタイト鋼,摩耗量の多い球状化炭化物鋼,これらの鋼に対して中間的な摩耗量を示す焼戻しマルテンサイト鋼の主に 3 つの傾向を持つ摩耗挙動を示し,摩耗量と金属組織にはよい相関が認められる。さらに,組織形態の観点から摩耗量を比較すると,基地フェライト組織中に主に炭化物が分散した構造(以降,「炭化物分散構造」と称す)の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比べて,フェライト相とセメンタイト相が層状の構造(以降,「ラメラ構造」と称す)のパーライト鋼やセメンタイト鋼は摩耗量が少ない。また,摩耗量の少ないセメンタイト鋼とパーライト鋼の摩耗量を詳細に比較すると,セメンタイト鋼はパーライト鋼と比べて僅かに摩耗量が多い。

2.4.2 ころがり接触面硬さに及ぼす金属組織の影響

図 2-6 に試験片の繰り返し接触回数ところがり接触面硬さの関係を示す。 100×10^3 回では,焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して,パーライト鋼やセメンタイト鋼のころがり接触面硬さは高い。さらに繰り返し接触回数が増加すると,いずれの鋼においてもころがり接触面硬さは増加し, 700×10^3 回では,ころがり接触面硬さの高いパーライト鋼やセメンタイト鋼,ころがり接触面硬さの低い球状化炭化物鋼,これらの鋼に対して中間的なころがり接触面硬さを示す焼戻しマルテンサイト鋼の主に 3 つの傾向を持つ硬度変化を示し,ころがり接触面の硬さと金属組織にはよい相関が認められる。さらに,組織形態の観点からころがり接触面の硬さを詳細に比較すると,焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼の硬さは 530~570 HV の範囲,パーライト鋼やセメンタイト鋼の硬さは 630~660 HV の範囲であり,炭化物分散構造の鋼と比べてラメラ構造の鋼は硬さが高く,その差は 60~140 HV の範囲に達する。

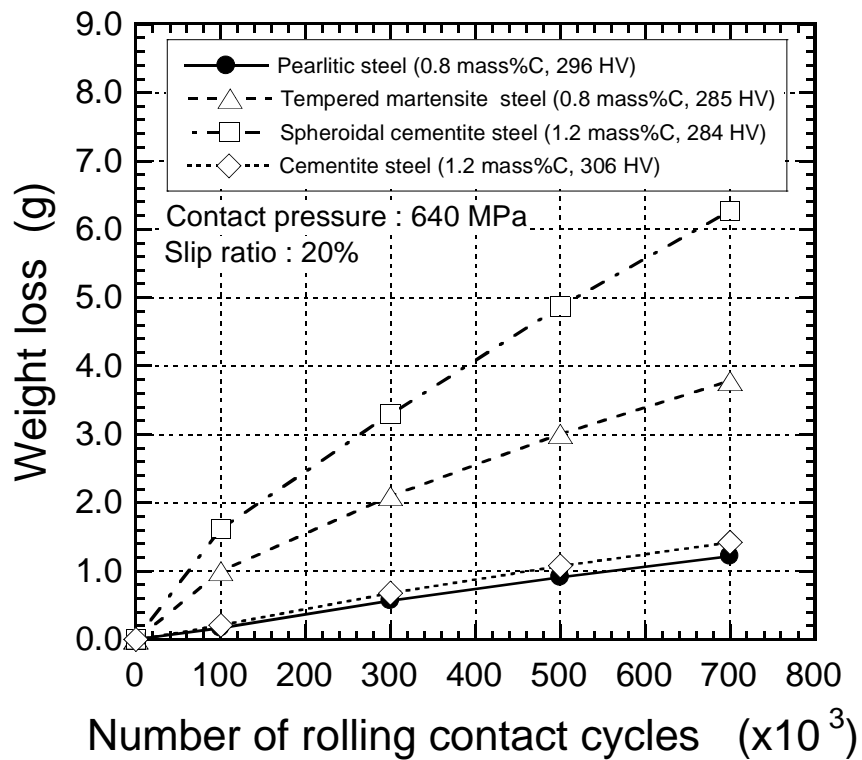


図 2-5 繰り返し接触回数と摩耗量の関係[1]

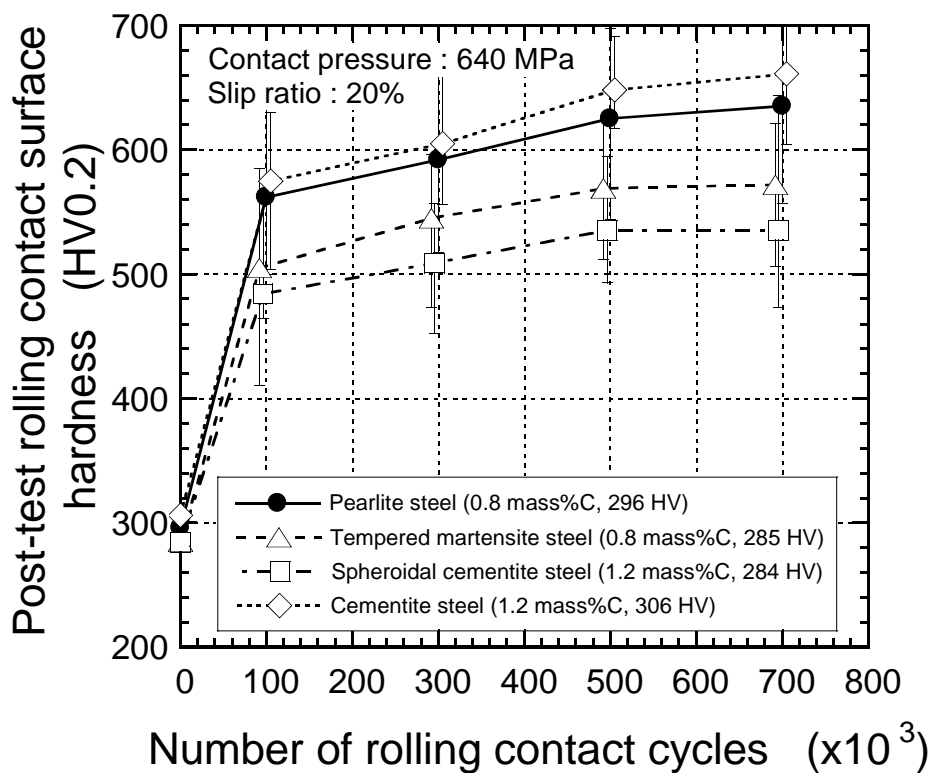


図 2-6 繰り返し接触回数ところがり接触面硬さの関係[1]

2.4.3 ころがり接触面直下の断面硬さに及ぼす金属組織の影響

図 2-7 に 100×10^3 回の試験片ころがり接触面直下の断面硬度分布を示す. 図 2-8 に 700×10^3 回の試験片ころがり接触面直下の断面硬度分布を示す. なお, 本硬度分布では, ころがり接触面での硬度測定結果(図 2-6)をころがり接触面直下 0 mm の硬度値として表示した. 100×10^3 回では, ころがり接触面からその直下 20 μm の範囲においては, 焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して, パーライト鋼やセメンタイト鋼は断面硬さが高い. しかし, ころがり接触面直下 20 μm を超えた範囲においては, 金属組織と断面硬さには明確な相関は認められない. 700×10^3 回では, ころがり接触面直下 0~40 μm の範囲においては, 100×10^3 回と同様に, 焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して, パーライト鋼やセメンタイト鋼は断面硬さが高い. ころがり接触面直下 20 μm の断面硬さと組織形態の関係を詳細に比較すると, 焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼の硬さは 460~510 HV の範囲, パーライト鋼やセメンタイト鋼の硬さは 585~600 HV の範囲であり, 炭化物分散構造の鋼と比べてラメラ構造の鋼は硬さが高く, その差は 75~140 HV の範囲に達する. 一方, ころがり接触面直下 80~260 μm の範囲においては, ころがり接触面直下 0~40 μm の範囲とは逆に, 炭化物分散構造の鋼はラメラ構造の鋼と比較して断面硬さが若干高い. さらに, ころがり接触面直下 260 μm を超えた範囲では, 金属組織と断面硬さには相関は認められず, いずれの鋼においても試験前の硬さ(300 HV)に収束する傾向を示す.

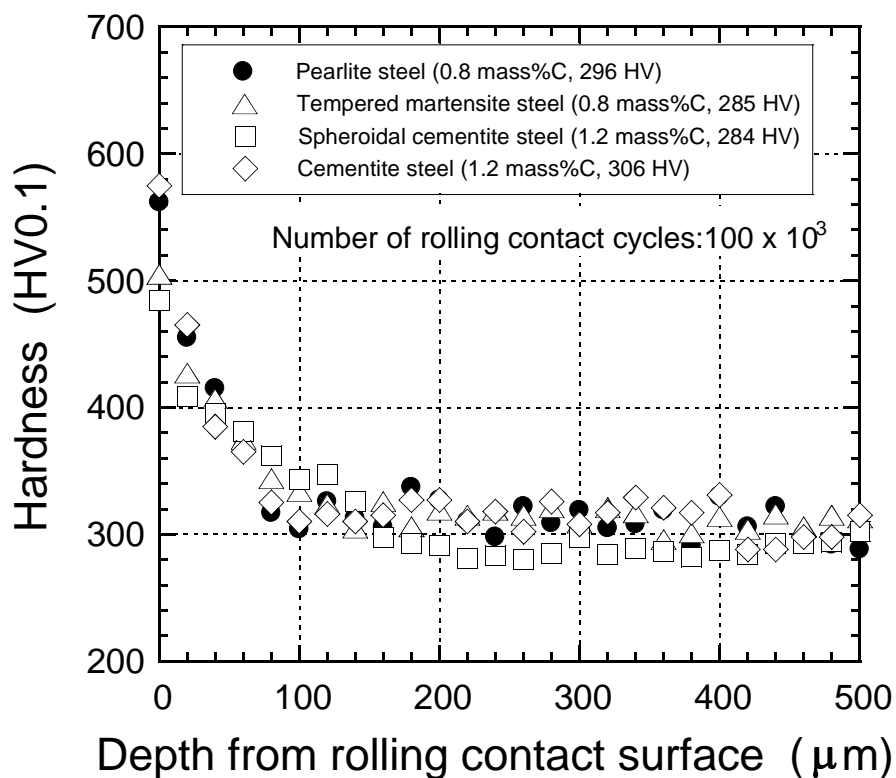


図 2-7 100×10^3 回のころがり接触面直下の断面硬度分布[1]

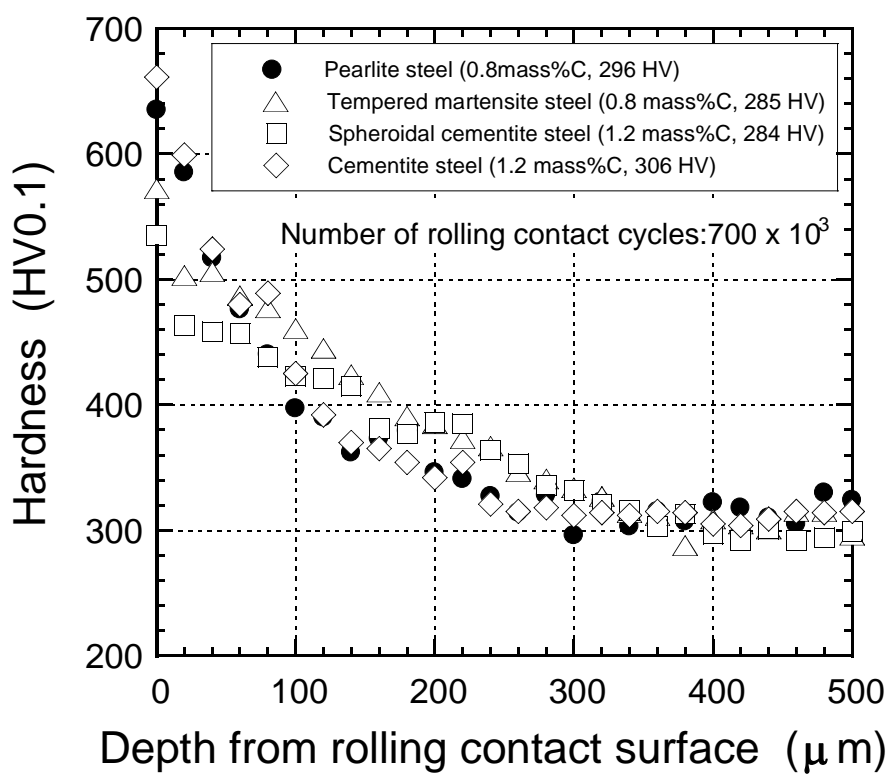


図 2-8 700×10^3 回のころがり接触面直下の断面硬度分布[1]

2.4.4 ころがり接触面性状に及ぼす金属組織の影響

図 2-9 に 100×10^3 回の試験片ころがり接触面の代表的な表面性状を示す。図 2-10 に 700×10^3 回の試験片ころがり接触面の代表的な表面性状を示す。 100×10^3 回では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼において、幅 $20 \sim 50 \mu\text{m}$ 程度のき裂や部分的に微小な剥離 (Flaking) の発生が認められる。一方、パーライト鋼やセメンタイト鋼においては、マクロなき裂や剥離の発生は認められない。 700×10^3 回では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼において、幅 $100 \mu\text{m}$ 程度のき裂に加えて、幅 $50 \mu\text{m}$ 程度の剥離の発生が認められる。一方、パーライト鋼やセメンタイト鋼では、 100×10^3 回と同様にマクロなき裂や剥離の発生は認められない。

2.4.5 ころがり接触面直下の断面組織観察

図 2-11 に 100×10^3 回の試験片ころがり接触面直下の断面組織 (SEM) を示す。図 2-12 および図 2-13 に 700×10^3 回のパーライト鋼とセメンタイト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼と球状化炭化物鋼のころがり接触面直下の断面組織 (SEM) をそれぞれ示す。 100×10^3 回では、いずれの試験片においても、ころがり接触面に作用する接線力 (摩擦力) により、ころがり接触面直下では塑性流動が生成している。パーライト鋼やセメンタイト鋼では、ラメラ構造が塑性流動に沿って層状化する傾向を示す。また、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼においても、塑性流動に沿って炭化物の方向が揃う傾向を示す。ころがり接触面直下の組織を詳細に観察すると、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼では、深さ $1 \sim 4 \mu\text{m}$ の範囲において、基地フェライト組織と炭化物の界面に微小なボイドの発生が認められる。 700×10^3 回では、パーライト鋼やセメンタイト鋼においては、 100×10^3 回と同様にラメラ構造が塑性流動に沿って層状化している。 100×10^3 回と比較すると、伸延されたセメンタイト相とフェライト相の間隔が小さくなっている。また、セメンタイト鋼では、比較的粗大な初析セメンタイト組織とパーライト組織の界面において、 100×10^3 回では確認されなかった微小なボイドの発生が認められる。しかし、パーライト鋼、セメンタイト鋼ではき裂の発生は認められない。一方、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼では、ころがり接触面において最大深さ $10 \mu\text{m}$ 程度の剥離痕が認められる。さらに、ころがり接触面直下の深さ $1 \sim 3 \mu\text{m}$ の範囲において、ころがり接触面に対して平行に伝播したき裂の発生が認められ、焼戻しマルテンサイト鋼ではき裂がころがり接触面直下まで伝播している。

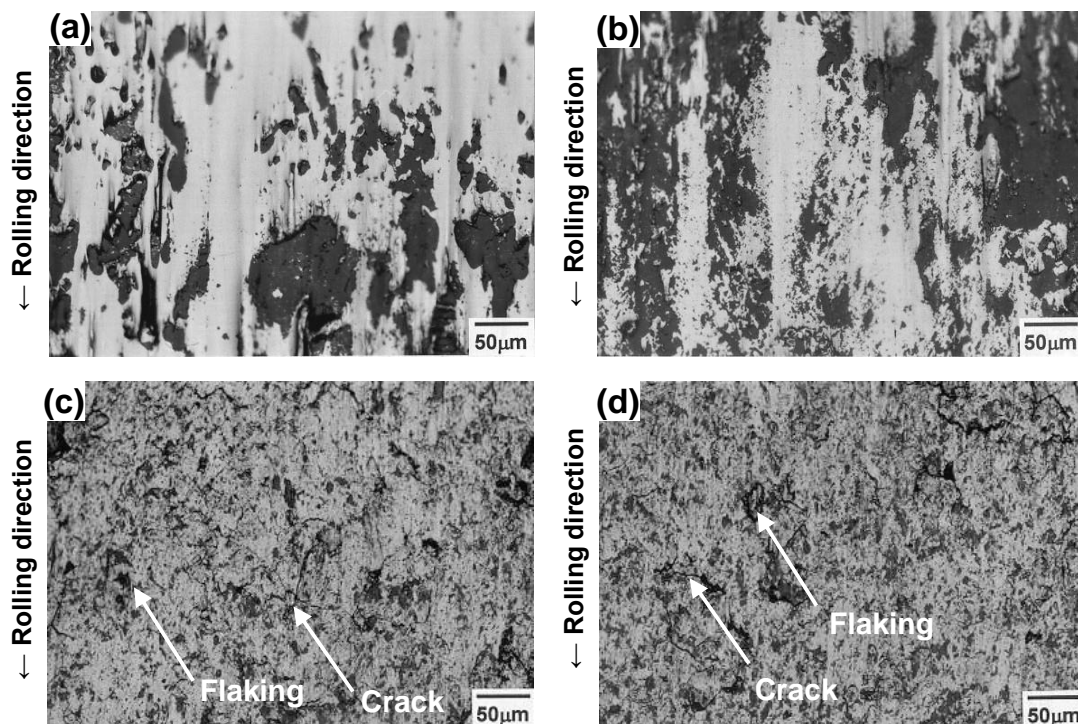


図 2-9 100×10^3 回のころがり接触面の代表的な表面性状[1];
 (a) パーライト鋼 (0.8 mass%C), (b) セメントait鋼 (1.2 mass%C),
 (c) 焼戻しマルテンサイト鋼 (0.8 mass%C), (d) 球状化炭化物鋼 (1.2 mass%C)

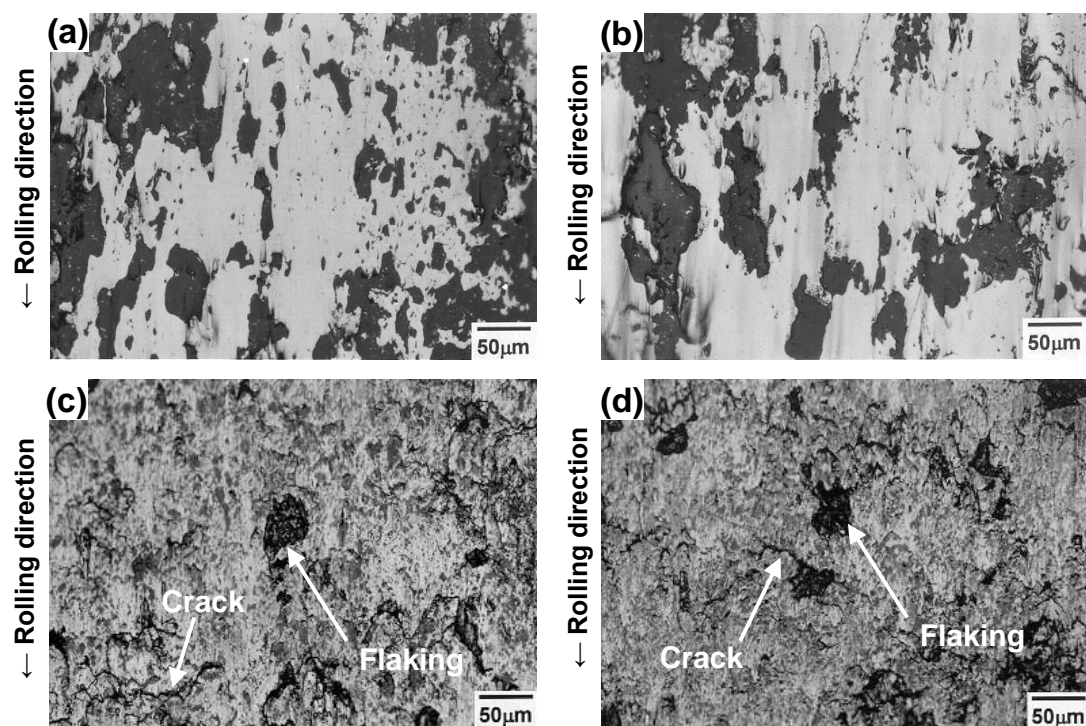


図 2-10 700×10^3 回のころがり接触面の代表的な表面性状[1];
 (a) パーライト鋼 (0.8 mass%C), (b) セメントait鋼 (1.2 mass%C),
 (c) 焼戻しマルテンサイト鋼 (0.8 mass%C), (d) 球状化炭化物鋼 (1.2 mass%C)

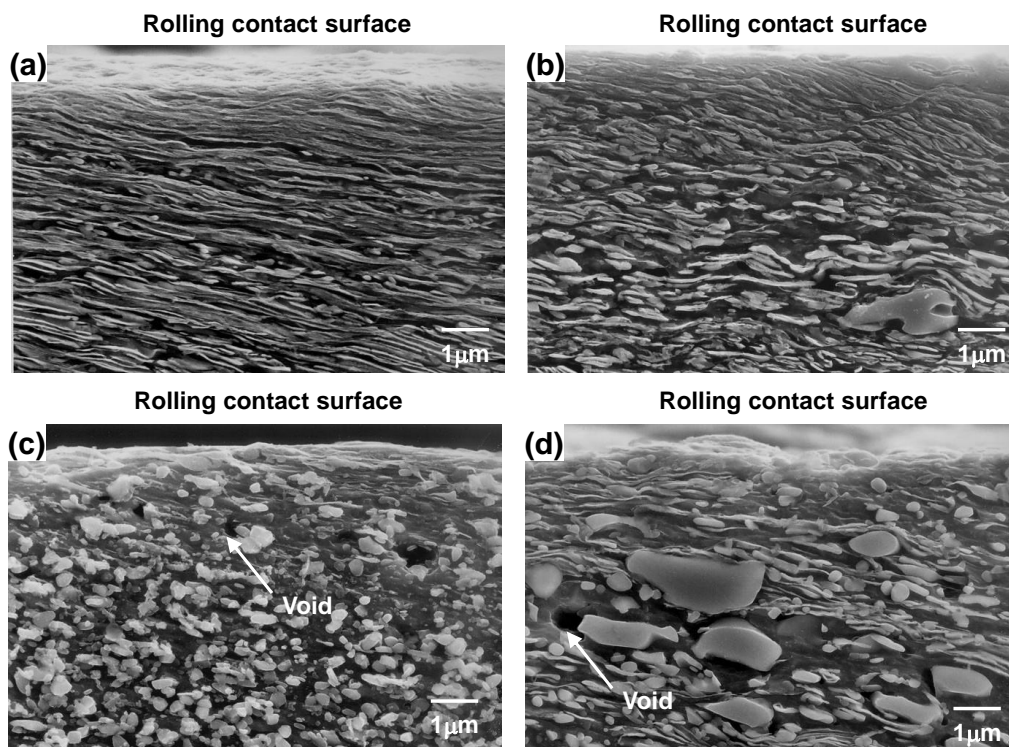


図 2-11 100×10^3 回のころがり接触面直下の断面組織 (SEM)[1];
 (a) パーライト鋼 (0.8 mass%C), (b) セメントait鋼 (1.2 mass%C),
 (c) 焼戻しマルテンサイト鋼 (0.8 mass%C), (d) 球状化炭化物鋼 (1.2 mass%C)

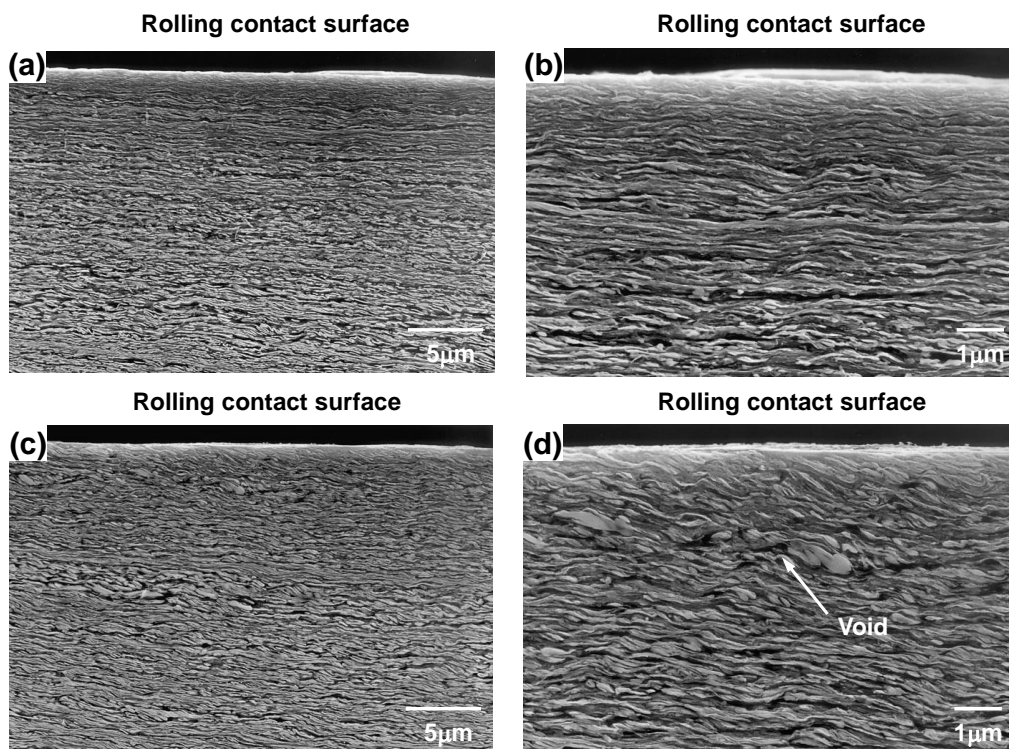


図 2-12 700×10^3 回のころがり接触面直下の断面組織 (SEM)[1];
 (a) パーライト鋼 (0.8 mass%C), (b) パーライト鋼 (高倍率),
 (c) セメントait鋼 (1.2 mass%C), (d) セメントait鋼 (高倍率)

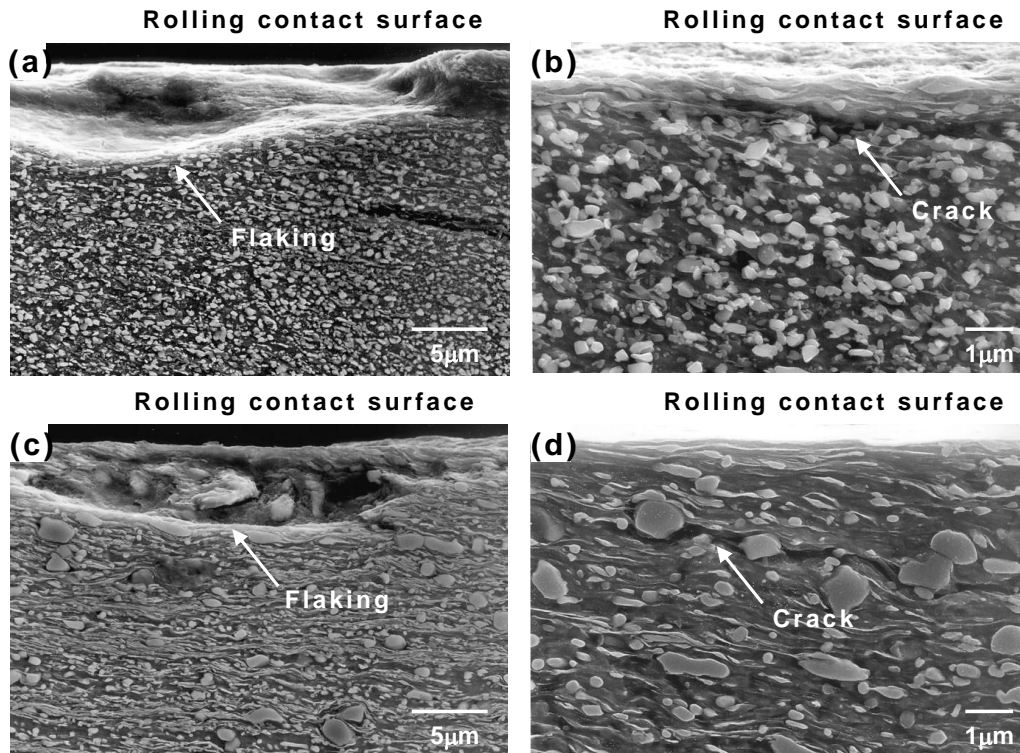


図 2-13 700×10^3 回のころがり接触面直下の断面組織 (SEM) [1];
 (a) 焼戻しマルテンサイト鋼 (0.8 mass% C), (b) 焼戻しマルテンサイト鋼 (高倍率),
 (c) 球状化炭化物鋼 (1.2 mass% C), (d) 球状化炭化物鋼 (高倍率)

2.4.6 ころがり接触面の微視組織観察

組織形態の違いによりころがり接触面の硬さに明瞭な差が認められた 700×10^3 回の試験片について、ころがり接触面の微視組織観察を行った。図 2-14 にラメラ構造のパーライト鋼と炭化物分散構造の球状化炭化物鋼のころがり接触面の薄膜組織 (TEM) と直径 $1 \mu\text{m}$ の領域から得られた制限視野電子線回折 (SADP: Selected Area Diffraction Pattern) 像を示す。パーライト鋼ではラメラ構造は殆ど消滅しており、分断されたセメンタイト相、基地フェライト組織中に転位セルや微細なサブグレインの存在が認められる。一方、球状化炭化物鋼では粗大な炭化物、基地フェライト組織中に部分的な転位セルの存在が認められる。しかし、パーライト鋼と比較して、球状化炭化物鋼の転位セルの発達が少ない。また、パーライト鋼では、撮影領域での SADP 像はフェライトの回折斑点 (110) がリング状に分散している。一方、球状化炭化物鋼では、パーライト鋼と比較してフェライトの回折斑点の分散は少ない。フェライトの回折スポットを用いて結像させた暗視野像の解析によると、パーライト鋼の基地フェライト粒径は $20 \sim 100 \text{ nm}$ の範囲である。一方、球状化炭化物

鋼の基底フェライト粒径は $100\sim400\text{ nm}$ の範囲である. これらの観察結果から, パーライト鋼と球状化炭化物鋼のころがり接触面での基底フェライト組織の加工状態を比較すると, パーライト鋼は球状化炭化物鋼と比べて基底組織の微細化が進んでいる.

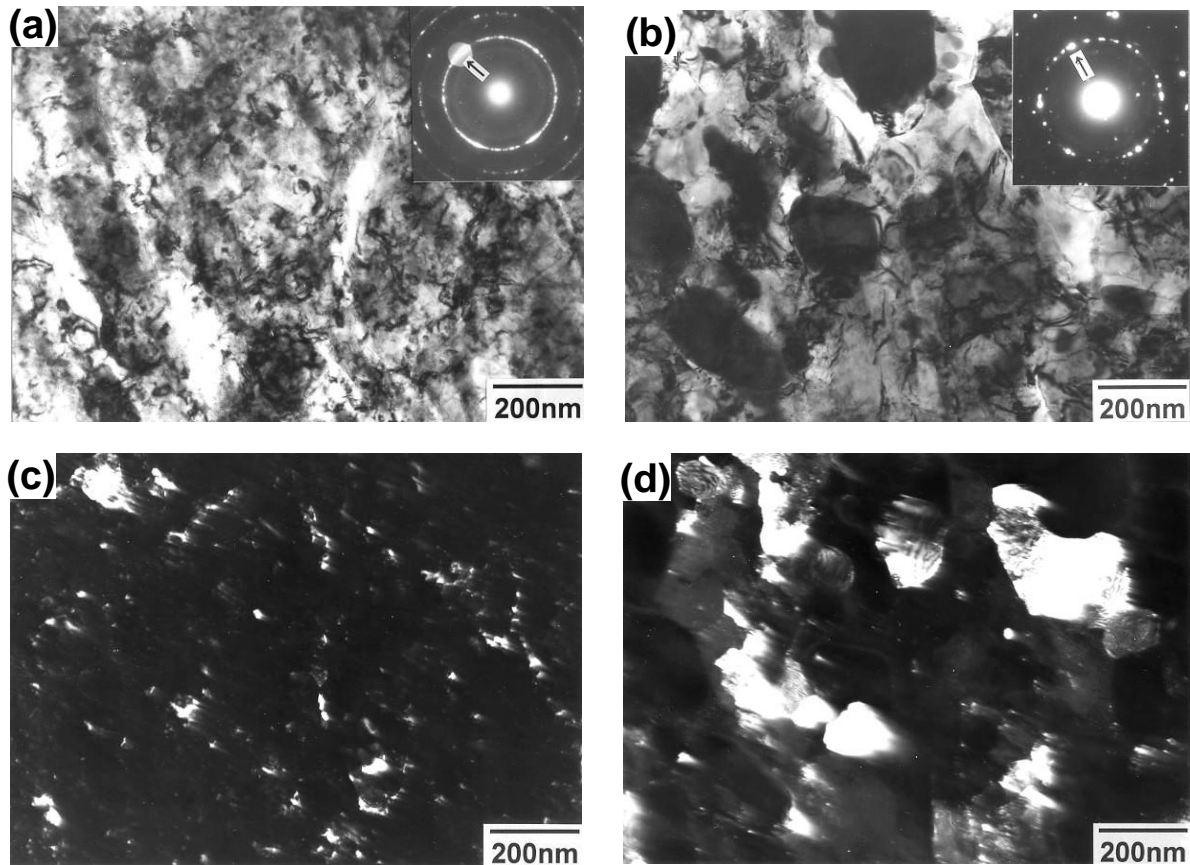


図 2-14 700×10^3 回のころがり接触面の薄膜組織 (TEM) と制限視野電子線回折 (SADP) 像[1];

- (a) パーライト鋼の薄膜組織 (0.8 mass% C),
- (b) 球状化炭化物鋼の薄膜組織 (1.2 mass% C),
- (c) パーライト鋼の SADP 像,
- (d) 球状化炭化物鋼の SADP 像

2.5 考察

高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は、金属組織に大きく影響されることが明らかとなった。さらに、繰り返し接触後のころがり接触面およびころがり接触面直下の断面では、硬さ、き裂や剥離の発生、転位セルやサブグレインの発達が生じ、金属組織によって大きく変化することが確認された。ここでは、ころがり接触面の硬さと摩耗量の関係、ころがり接触面の硬さの増加について定量化を行い、組織形態の観点から、高炭素鋼の摩耗支配因子を検討する。さらに、ころがり接触面およびころがり接触面直下断面の硬さや組織の変化から高炭素鋼の摩耗機構について考察する。

2.5.1 高炭素鋼の摩耗支配因子

パーライト鋼の摩耗特性はころがり接触面の硬さとよい相関があることが報告されている[3]。そこで、図 2-5、図 2-6 に示した繰り返し接触回数と摩耗量の関係および繰り返し接触回数ところがり接触面の硬さの関係を用いて、ころがり接触面の硬さと摩耗の関係を直接的に求めた。試験片同士のなじみの影響がある初期摩耗状態から定常摩耗状態へ移行したと推定され、かつ、金属組織の違いにより摩耗量およびころがり接触面の硬さに明確な差が認められた繰り返し接触回数 $100 \sim 700 \times 10^3$ 回の範囲において、繰り返し接触回数 200×10^3 回毎のころがり接触面の平均硬さとその間の摩耗量 (ΔW) の関係を整理した。図 2-15 にころがり接触面の平均硬さと摩耗量の関係を示す。ころがり接触面の平均硬さと摩耗量には相関があり、いずれの試験片においても、ころがり接触面の平均硬さが増加するに従って摩耗量は減少する傾向を示す。また、組織形態の観点からころがり接触面の平均硬さと摩耗量の関係を比較すると、炭化物分散構造の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比べて、ラメラ構造のパーライト鋼やセメントライト鋼はころがり接触面の平均硬さが高く、摩耗量が少ない。さらに、ころがり接触面の平均硬さを同一とした場合、組織形態と摩耗量の関係を比較すると、ラメラ構造の鋼は炭化物分散構造の鋼と比べて摩耗量が少ない。

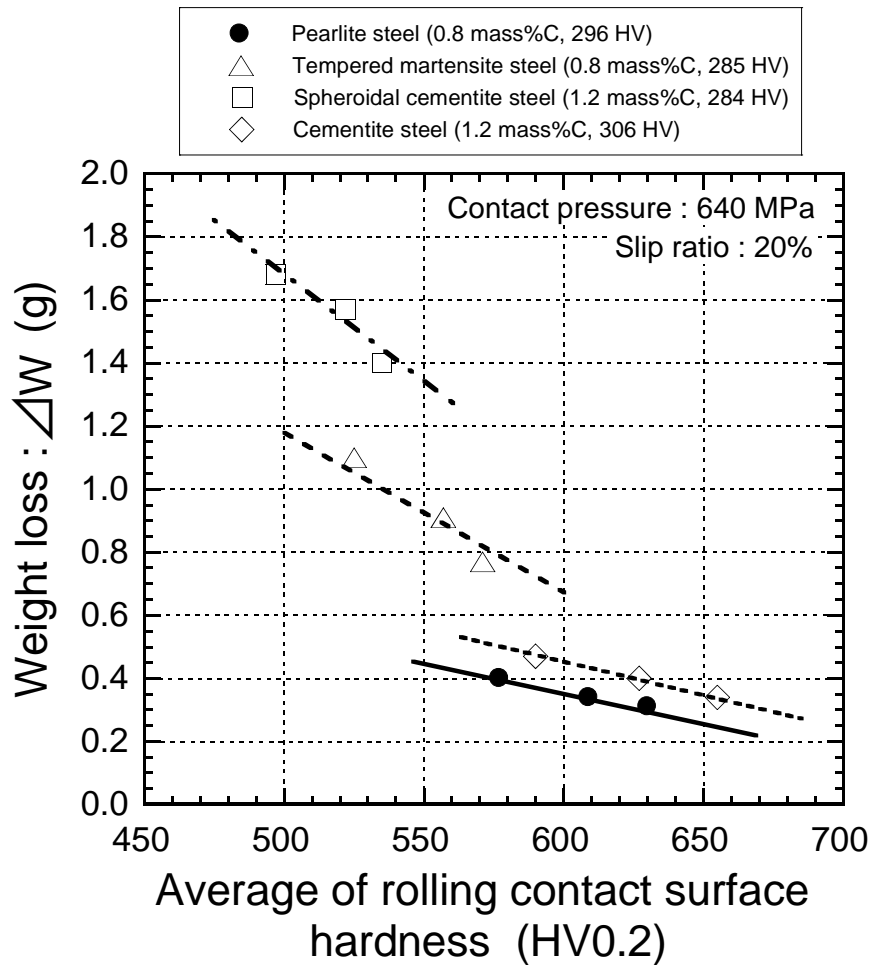


図 2-15 ころがり接触面の平均硬さと摩耗量の関係[1]

次に、ころがり接触面の硬さの増加に及ぼす金属組織の影響を明らかにするため、試験片の試験前後のころがり接触面硬さの差に着目し、ころがり接触面の硬さの増加率を算定した。試験前硬さに対する試験後ころがり接触面硬さの増加量の比を式(2-1)に示すころがり接触面の硬さの増加率(%)として定義した。

ころがり接触面の硬さの増加率(%)

$$= ((\text{試験後ころがり接触面硬さ} - \text{試験前硬さ}) / \text{試験前硬さ}) \times 100 \quad (2-1)$$

ここで、硬さは全てビッカース硬さ(HV)。

図 2-6 の結果を用いて算定した繰り返し接触回数ところがり接触面の硬さの増加率の関係を図 2-16 に示す。パーライト鋼やセメンタイト鋼では、繰り返し接触回数の増加にとも

ないころがり接触面の硬さの増加率が上昇する傾向を示す。一方、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼では、繰返し接触回数 500×10^3 回以降において、ころがり接触面の硬さの増加率がほぼ一定値に収束する傾向を示す。組織形態の観点からころがり接触面の硬さの増加率を比較すると、いずれの繰返し接触回数においても、炭化物分散構造の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比べて、ラメラ構造のパーライト鋼やセメントタイト鋼はころがり接触面の硬さの増加率が高い。また、焼戻しマルテンサイト鋼と球状化炭化物鋼のころがり接触面の硬さの増加率を比較すると、微細な炭化物からなる焼戻しマルテンサイト鋼は、比較的粗大な炭化物からなる球状化炭化物鋼と比べてころがり接触面の硬さの増加率が高い。

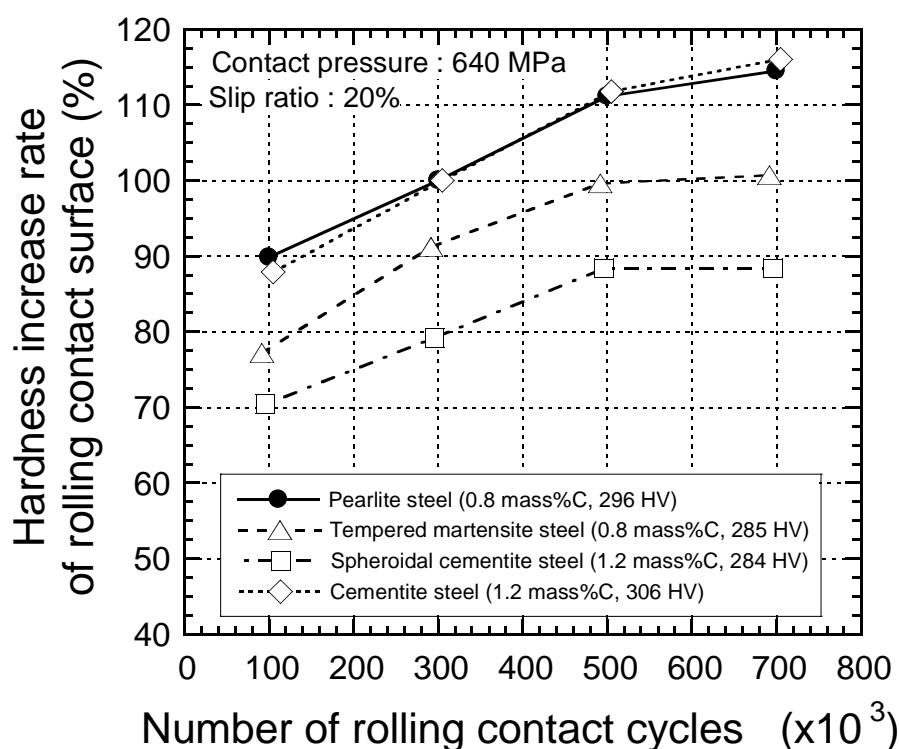


図 2-16 繰返し接触回数ところがり接触面の硬さの増加率の関係

以上の結果より、高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は、パーライト鋼で確認[3]されているように、主に、ころがり接触面の硬さに支配されていることが明らかとなった。また、ラメラ構造の鋼は、炭化物分散構造の鋼と比較して、ころがり接触面の硬さの増加率が上昇し、ころがり接触面の硬さが増加する。この理由により、ラメラ構造の鋼ではころがり接触による凝着摩耗が抑制され、高い耐摩耗性を示すと考えられる。

また、ころがり接触面の平均硬さと摩耗量の関係は、組織形態毎に異なった相関を示している。ころがり接触面の平均硬さを同一レベルで比較した場合、ラメラ構造の鋼は、炭化物分散構造の鋼と比べて、摩耗量が少ない。さらに、図 2-9、図 2-10 に示したように、ころがり接触面においては、ラメラ構造の鋼では、炭化物分散構造の鋼で確認されたき裂や剥離の発生が認められなかった。したがって、ラメラ構造の鋼が高い耐摩耗性を示すのは、ころがり接触面での部分的な剥離の抑制、すなわち、疲労摩耗の発生が抑制されることも一つの要因であると推察される。

2.5.2 ころがり接触面の硬さの増加に及ぼす組織形態の影響

ころがり接触面において、炭化物分散構造の鋼と比較して、ラメラ構造の鋼の硬さの増加が大きくなる機構について、ころがり接触面直下の組織変化から考察する。図 2-11 に示したように、 100×10^3 回までのころがり接触の初期過程においては、ラメラ構造の鋼では、ころがり接触によりせん断帯が導入され、パーライト鋼の冷延実験や伸線加工実験で確認[4-6]されているように、ランダムな結晶方位を持ったフェライト相(ブロック)とその中にラメラ状に存在するセメンタイト相が協調して層状に塑性変形した状態であると推察される。このような塑性変形の過程においては、はじめに、パーライト組織中のフェライト相に転位が主に導入される。さらに、層状のセメンタイト相がフェライト相を挟んでいる組織形態であるため、高炭素線材の伸線加工実験で確認[7]されているように、セメンタイト相に転位の移動が妨げられ、転位はころがり接触面直下のフェライト相に多く蓄積する。一方、炭化物分散構造の鋼では、ラメラ構造の鋼と同様に、基地フェライト組織に転位が導入される。しかし、炭化物が基地フェライト組織中に分散している組織形態であるため、転位は分散した炭化物の間の基地フェライト組織中を移動し、ころがり接触面において転位が蓄積し難い状態にあると推察される。このような組織変化の違いにより、高炭素鋼の冷延実験[8]で確認されているように、ころがり接触の初期過程から、ころがり接触面の硬さの増加に差が発生すると考えられる。また、さらにはころがり接触が繰り返された状態においては、図 2-12 に示したように、ラメラ構造の鋼では、強加工によるフェライト相とセメンタイト相の間隔の微細化に加えて、転位密度の増加により、図 2-14 に示したころがり接触面の薄膜組織で観察されたように、転位のセル化(弾性歪エネルギーが小さくなるように転位配置が球形になること)や基地フェライト組織のサブグレイン化が進み、鉄粉を用いたメカニカルミリング実験[9]や過共

析パーライト鋼の摩耗試験[3]で確認されているように、ころがり接触面の硬さの増加がさらに進む。一方、炭化物分散構造の鋼では、ころがり接触面での摩耗促進の影響も受けて、図 2-14 に示したように、転位密度の増加によるセル化等の加工組織が十分に発達せず、さらに、基地フェライト組織中の転位の移動により、図 2-8 の断面硬度分布に示したように、硬度上昇の領域がころがり接触面直下の深い範囲まで及び、ころがり接触面での硬さの増加が減じると推察される。

なお、今回の実験結果では、炭化物分散構造の球状化炭化物鋼と焼戻しマルテンサイト鋼において、ころがり接触面の硬さの増加に差が生じた。この差の要因としては、基地フェライト組織中の炭化物の体積分率、炭化物のサイズ、炭化物間の平均距離等の影響が考えられる。これらの要因から硬さ増加の差の原因を明らかにするには、さらに詳細な組織観察による解析が必要であり、今後の研究課題と考えられる。

2.5.3 ころがり接触面のき裂や剥離の発生に及ぼす組織形態の影響

本試験ではころがり接触面に強制的なすべりが付与されている。このため、ころがり接触面ではころがり方向に大きな接線力が作用する。これに伴い、図 2-12 および図 2-13 に示した塑性流動の挙動からも明らかなように、ころがり接触面直下ではせん断応力が作用する[3, 10]。ここでは、これらの力学的要因や上述したころがり接触面やその直下の硬さの増加や塑性変形の挙動から、炭化物分散構造の鋼のころがり接触面において、ラメラ構造の鋼で確認されなかったき裂や部分的な剥離が発生した要因について考察する。

図 2-6、図 2-7 および図 2-8 に示したように、炭化物分散構造の鋼は、ラメラ構造の鋼と比較して、ころがり接触面やその直下において硬さの増加が小さい。このため、せん断応力の作用により、せん断破壊限界に達したころがり接触面やその直下に初期き裂が発生し、部分的な剥離に至ることが考えられる。

また、ころがり接触面直下ではころがり方向に平行な塑性流動が生成している。ラメラ構造の鋼では、パーライト組織のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形する[4-6]。これに対して、炭化物分散構造の鋼では、硬さが高く、延性に乏しい炭化物が、基地フェライト組織の塑性流動に追従できず、不均一な塑性変形により、基地フェライト組織と炭化物の界面において微小なボイドが発生する。さらに、せん断応力が繰り返し作用し、応力集中の影響も受け、ボイド近傍からき裂が発生し、部分的な剥離が発生すると考えら

れる。

さらに、炭化物分散構造の鋼の中で、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して、炭化物のサイズが大きく、ころがり接触面直下において発生するボイドが粗大化し、その周囲の応力集中が大きくなる。また、ころがり接触面直下の硬さの増加も小さいことから、き裂の発生が容易となり、球状化炭化物鋼の剥離がさらに促進すると考えられる。

ここで、これらの炭化物分散構造の鋼で見られるころがり接触面のき裂や剥離の発生に関して、ラメラ構造の鋼についてもその発生の可能性を検討する。セメンタイト鋼では、図 2-12 に示したように、粗大な初析セメンタイト組織とパーライト組織の界面において、パーライト鋼では確認されなかった微小なボイドが発生している。したがって、セメンタイト鋼においても、これらのボイドからき裂が発生し、微小な剥離が発生する可能性がある。

以上の検討から、炭化物分散構造の鋼のころがり接触面においてき裂や部分的な剥離が発生する現象は、ころがり接触面やその直下の硬さの増加が小さく、せん断破壊に対する強度が低いこと、さらに、ころがり接触面直下において、塑性流動が生成した際に、基地フェライト組織と炭化物の界面に微小なボイドが生成したことに起因すると考えられる。

2.5.4 高炭素鋼のころがり接触摩耗機構

これらの知見に基づき、高炭素鋼のころがり接触摩耗機構について考察する。図 2-17 に高炭素鋼の摩耗機構を模式的に示す。ころがり接触の初期段階においては、炭化物分散構造の鋼では、ころがり接触による転位がころがり接触面からその直下の深い範囲まで分散して導入される。一方、ラメラ構造の鋼では、ころがり接触による転位がころがり接触面に集積する。さらに繰り返し接触回数が増すと、炭化物分散構造の鋼では、ころがり接触面での摩耗促進の影響も受けて、セル化等の加工組織の発達が抑制され、ころがり接触面の硬さの増加が十分に得られない。これに対してラメラ構造の鋼では、フェライト相とセメンタイト相の間隔の微細化や基地フェライト組織のセル化やサブグレイン化の進行により、基地組織が微細化し、ころがり接触面の硬さの増加が大きくなる。このため、ころがり接触面での凝着による摩耗の発生が減少する。

また、ころがり接触の初期段階においては、炭化物分散構造の鋼では、硬さの増加の小さいころがり接触面にき裂が発生する。さらに、ころがり接触面直下においては、基地フェライト組織と炭化物の界面に微小なボイドやこれに伴うき裂が発生する。一方、ラメラ構造の鋼

では、パーライト組織中のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形し、硬さの増加も大きいため、ころがり接触面やその直下において、ボイドやき裂の発生が抑制される。さらに繰り返し接触回数が増加すると、炭化物分散構造の鋼では、ころがり接触面やその直下のき裂が伝播し、ころがり接触面で剥離が発生する。一方、ラメラ構造の鋼は、ころがり接触面やその直下の硬さが増加し、ころがり接触面でのき裂や剥離の発生がさらに抑制される。これらのころがり接触面やその直下の硬さの増加や塑性変形の挙動の違いにより、炭化物分散構造の鋼と比較して、ラメラ構造の鋼はボイドやき裂の発生に伴うころがり接触面での剥離、すなわち、疲労摩耗の発生が抑制される。

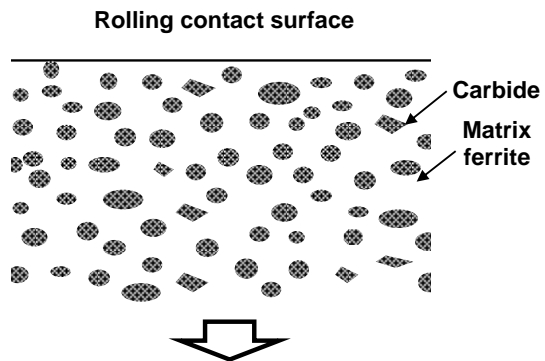
以上の推定した機構から、ラメラ構造の鋼は、炭化物分散構造の鋼と比較して、凝着摩耗の発生が減少し、さらに、疲労摩耗の発生が抑制され则认为られる。

この中で、炭化物分散構造の鋼において、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して、ころがり接触面の硬さの増加が小さく、凝着による摩耗が促進され则认为られる。また、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して炭化物のサイズが大きいため、ころがり接触面直下において、発生するボイドが粗大化し、剥離の増加により疲労摩耗が促進され则认为られる。

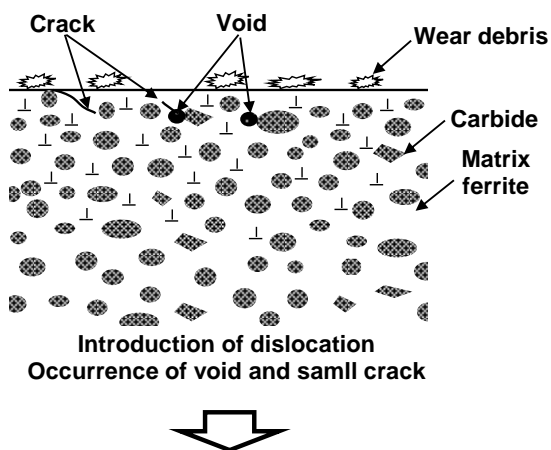
同様にラメラ構造の鋼においても、セメンタイト鋼では、粗大な初析セメンタイト組織の界面に存在する微小なボイドに起因した剥離が発生し、微量な疲労摩耗が発生する可能性がある。

Carbide dispersion structure

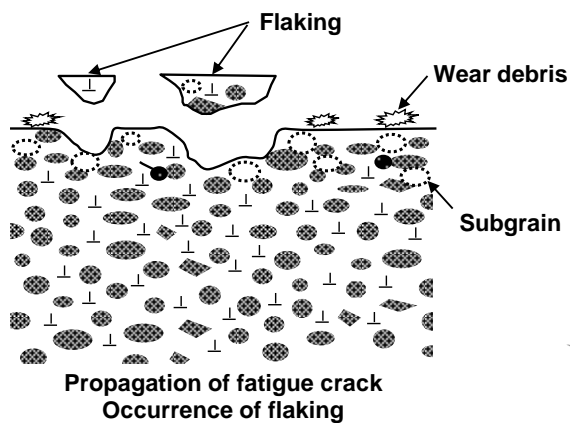
(a) Before test



(b) Initial stage



(c) Final stage



Lamella structure

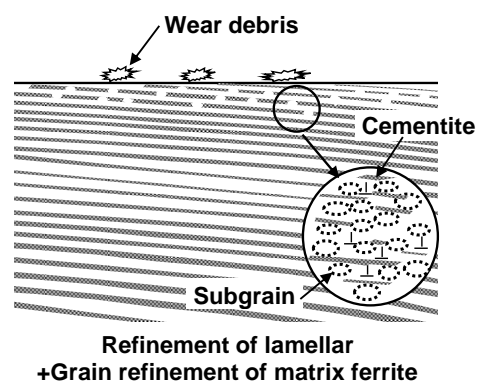
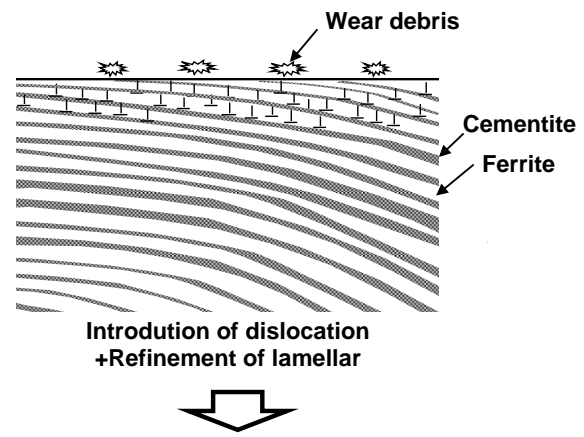
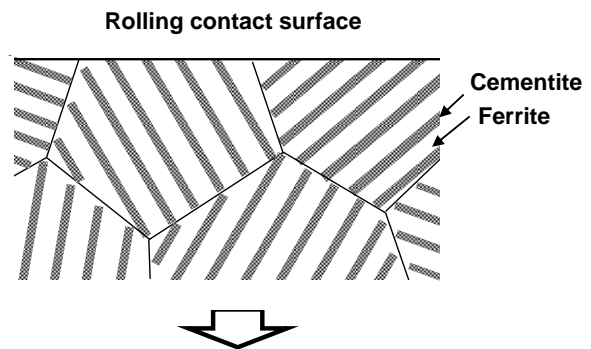


図 2-17 高炭素鋼の摩耗機構の模式図[1]

2.6 結言

共析炭素成分 (0.8 mass%C) のパーライト鋼, 焼戻しマルテンサイト鋼, また, 過共析炭素成分 (1.2 mass%C) の球状化炭化物鋼, 初析セメンタイト鋼 (初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼) を用いて, ころがり接触摩耗試験を行い, 高炭素鋼の金属組織と摩耗の関係を調査し, 高炭素鋼のころがり接触摩耗の支配因子を検討した. さらに, 高炭素鋼の摩耗機構について考察した. その結果, 以下の結論が得られた.

- (1) 高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は, 金属組織に大きく影響され, ラメラ構造 (フェライト相とセメンタイト相が層状の構造) のパーライト鋼や初析セメンタイト鋼は, 炭化物分散構造 (基地フェライト組織中に炭化物が分散した構造) の焼戻しマルテンサイト鋼, 球状化炭化物鋼と比較して, 摩耗量が少なく, 耐摩耗性が高い.
- (2) 炭化物分散構造の鋼と比較してラメラ構造の鋼の耐摩耗性が向上する現象は, ラメラ構造の鋼では, ころがり接触面の硬さの増加率の上昇により, ころがり接触面の硬さが増加し, 凝着摩耗が抑制されることに加えて, ころがり接触面の部分的な剥離に伴う疲労摩耗の発生が抑制されることが主な要因であると考えられる.
- (3) 炭化物分散構造の鋼と比較してラメラ構造の鋼のころがり接触面で疲労摩耗 (剥離) の発生が抑制される現象は, ラメラ構造の鋼では, ころがり接触面やその直下において, 硬さ (強度) が増加し, き裂の発生が抑制されること, さらに, ころがり接触面直下において, パーライト組織中のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形するため, 炭化物分散構造の鋼で確認された基地フェライト組織と炭化物の界面に形成されるボイドやき裂の発生が抑制されることが主な要因と考えられる.

第 2 章の参考文献

- [1] 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀, 高炭素鋼のころがり接触摩耗に及ぼす金属組織の影響, 鉄と鋼, Vol. 90, No. 12, (2004) 41-48.
- [2] 木川武彦, 車輪のフランジの接触と摩耗, 潤滑, 第 28 巻, 第 10 号, (1983) 721-726.
- [3] 影山英明, 杉野和男, 梶本弘毅, 高炭素鋼レールの摩耗特性, 鉄と鋼, Vol.64, No.11, (1978) S905.
- [4] 古原 忠, 牧 正志, パーライト鋼の冷間圧延・焼鈍組織と機械的性質, 日本鉄鋼協会 第 137 回春季講演大会, CAMP-ISIJ, Vol. 12, No. 3, (1999) 413-415.
- [5] Hosford W. F., Microstructural change during deformation of [011] fiber-texture metal, Transaction of TMS-AIME, Vol. 230, No. 12, (1964) 12-15.
- [6] Langford G., Deformation of pearlite, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 8A, June, (1977) 861-875.
- [7] 大藤善弘, 浜田貴成, 強加工した高炭素鋼線の微細組織, 鉄と鋼, Vol. 86, No. 2, (2000) 33-38.
- [8] 梅本 実, 共析鋼の超強加工による組織変化と歪時効, まてりあ, 第 39 巻, 第 3 号, (2000) 225-229.
- [9] Kimura Y., Hidaka H., Takaki S., Work-hardening mechanism during super-heavy plastic deformation in mechanically milled iron powder, Materials Transactions, JIM, Vol. 40, No. 10, (1999) 1149-1157.
- [10] Tyfour W.R., Beynon J.H., Kapoor A., The steady state wear behaviour of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions, Wear 180, (1995) 79-89.

第3章 パーライト鋼の摩耗特性に及ぼす炭素量の影響

3.1 緒言

前章では、金属組織を変化（パーライト鋼，初析セメンタイト鋼，焼戻しマルテンサイト鋼，球状化炭化物鋼）させた高炭素鋼（0.8, 1.2 mass%C）を用いて、摩耗試験を行い、高炭素鋼の摩耗特性に及ぼす金属組織の影響を検討した。その結果、高炭素鋼の摩耗特性は組織形態に大きく影響され、ラメラ構造（フェライト相と炭化物であるセメンタイト相が層状の構造）のパーライト鋼や初析セメンタイト鋼は、炭化物分散構造（基地フェライト組織中に炭化物が分散した構造）の焼戻しマルテンサイト鋼，球状化炭化物鋼と比較して、摩耗量が少なく、耐摩耗性が高いこと、さらに、この中でもラメラ構造のパーライト鋼は最も耐摩耗性が優れていることを明らかにした。

本章では、レール鋼の更なる耐摩耗性の向上を目的に、硬質な炭化物の利用を検討した。パーライト組織において硬質な炭化物の量を増加させるため、ラメラ構造中のセメンタイト相の体積分率を増加させる[1]，すなわち、耐摩耗性の高いパーライト鋼での高炭素化を検討し、炭素量を 0.8～1.0 mass% に変化させたパーライト鋼を用いて、二円筒式の試験機によるころがり接触摩耗試験を行い、パーライト鋼の炭素量と摩耗の関係を明らかにした。さらに、ころがり接触面の硬さ測定、微視組織観察により、パーライト鋼のころがり接触摩耗の支配因子、その支配因子に及ぼす炭素量の影響を検討し、炭素量の増加に伴うころがり接触面直下の組織変化の機構について考察した。

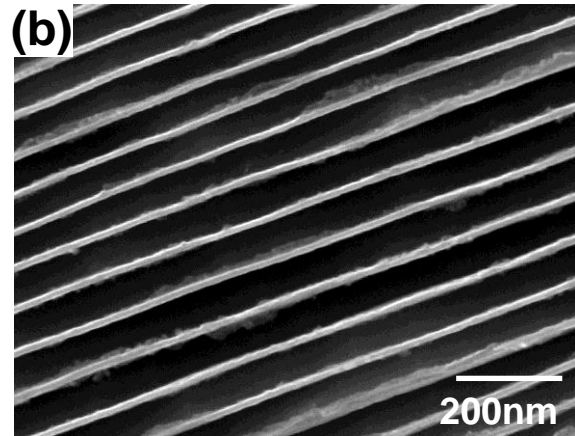
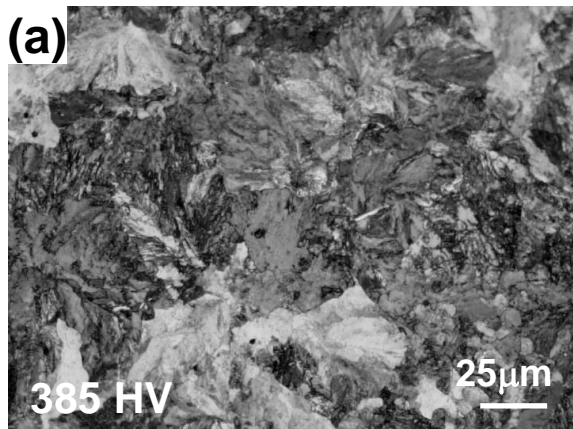
3.2 供試材

供試材の化学成分および初期硬さの範囲を表 3-1 に示す。

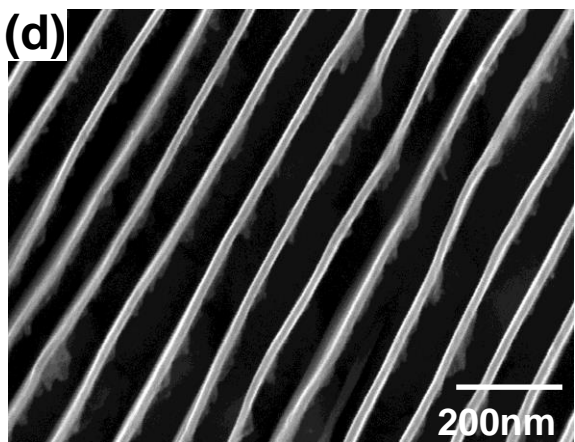
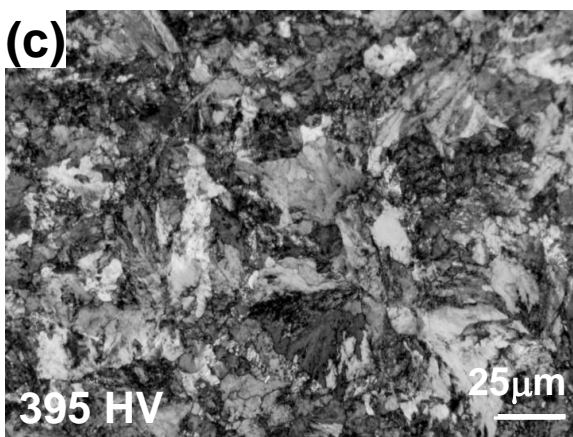
表 3-1 供試材の化学成分および初期硬さの範囲[2]

Chemical composition (mass%)						Initial hardness (HV10)
C	Si	Mn	P	S	Cr	
0.78 ~ 1.01	0.18 ~ 0.52	0.48 ~ 1.01	≤0.023	≤0.020	0.15 ~ 0.25	294 ~ 395

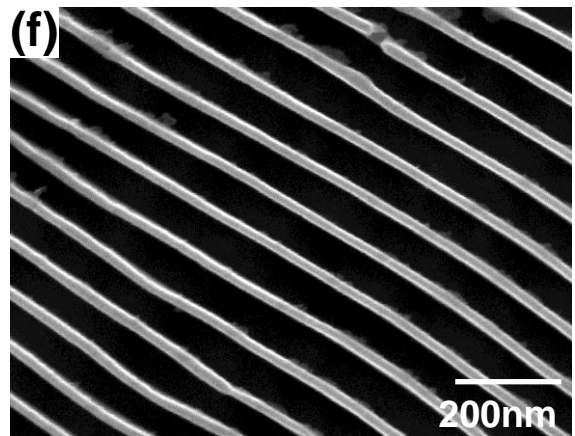
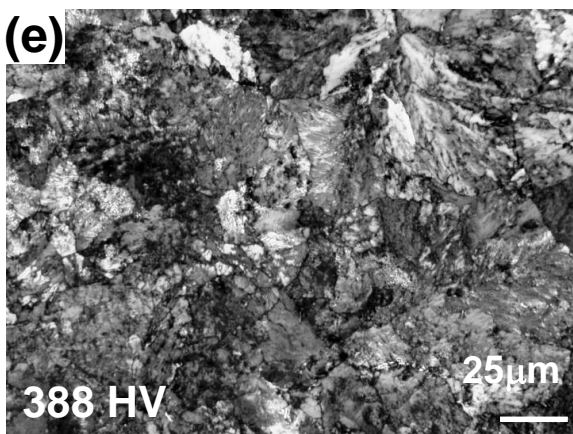
供試材は、主に、炭素量を 0.8 mass%, 0.9 mass%および 1.0 mass%の 3 水準とし、熱処理により初期硬さ(試験前硬さ)を 294~395 HV の範囲に変化させた炭素量 0.8 mass%の鋼、炭素量 0.9 mass%の鋼および炭素量 1.0mass%の鋼である(以降、炭素量 0.8 mass%鋼を「0.8mass%C 鋼」、炭素量 0.9 mass%の鋼を「0.9mass%C 鋼」、炭素量 1.0mass%の鋼を「1.0mass%C 鋼」と称す)。また、供試材はいずれも電解鉄および合金鋼を用いた真空溶解材であり、50 kg 鋼塊 ($t=110\sim150$ mm)を 1250 °Cに再加熱し、最終板厚 40 mm に熱間圧延した材料である。なお、試験片を採取するに際しては、パーライト組織の硬さを変化させ、同時に、初析セメンタイト組織の生成を抑制する目的で、1000 °Cに再加熱後、加速冷却またはソルトバス浸漬による熱処理を行った。図 3-1 に初期硬さ(試験前硬さ)385~395 HV の範囲の供試材の代表的なマイクロ組織(光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡:SEM)を示す。組織は全面パーライト組織であった。また、数視野の SEM 像からラメラ間隔(フェライト相とセメンタイト相の間隔)を測定した結果、ラメラ間隔は 83~93 nm の範囲であった。さらに、SEM 像の画像解析(WinROOF, 三谷商事)を行った結果、パーライト組織中のセメンタイト相の体積分率は 0.13~0.16 の範囲であり、鋼の炭素量の増加にともない体積分率は上昇していた。



Lamella spacing: 81.5nm
Volume fraction of cementite: 0.13



Lamella spacing: 87.0nm
Volume fraction of cementite: 0.14



Lamella spacing: 93.0nm
Volume fraction of cementite: 0.16

図 3-1 供試材の代表的なミクロ組織 (初期硬さ: 385~395 HV);
(a) 0.8mass%C 鋼 (光学顕微鏡), (b) 0.8mass%C 鋼 (SEM),
(c) 0.9mass%C 鋼 (光学顕微鏡), (d) 0.9mass%C 鋼 (SEM),
(e) 1.0mass%C 鋼 (光学顕微鏡), (f) 1.0mass%C 鋼 (SEM)

3.3 摩耗試験

ころがり接触摩耗特性は、二円筒を一对とする試験片を用い、レールと車輪のころがり接触による摩耗の再現が可能な西原式摩耗試験機により評価した。試験機は2本の試験片取り付け軸から構成されており、試験片側(レール)の軸(800 rpm)はVベルトを介して直接モーターにより駆動し、一方、相手材側(車輪)の軸は試験片側の軸から歯車を介して駆動する機構である。摩耗試験機については2章の評価で使用した同一の試験機を使用した。試験機の概要については2章の図2-3に示すとおりである。

試験片(レール)は、熱処理した圧延素材より、直径30 mm、厚さ8 mmの円筒を切り出し、ころがり接触面の表面粗さを整え、試験に供した。また、相手材(車輪)は、炭素量0.8 mass%、硬さ380 HVのパークライト組織の素材より、試験片と同一寸法の円筒を切り出し、試験に供した。なお、摩耗試験の概要および試験片形状については2章の図2-4に示すとおりである。

試験条件は摩耗環境が最も厳しいと考えられるレール頭側部(車輪のフランジ部とレールが主に接触する位置)を再現[3]するため、接触面の最大ヘルツ圧力640 MPa、すべり率20%に設定した。接触面圧は、コイルばねを介して相手材側の軸を試験片側の軸へ抑えつけることにより制御した。また、すべりについては、試験片取り付け軸に組み込まれた歯車の歯車比を変えて、相手材側の回転速度を低く設定することにより、強制的に付与した。さらに、これらの条件に加えて、ころがり接触面での発熱による材質的な変化の防止、摩耗粉の除去を目的として、圧搾空気によるころがり接触面の強制冷却を行った。摩耗量は試験前と試験後の試験片の重量差により評価した。繰り返し接触回数は試験片の回転数 700×10^3 回を基本とし、これに加えて、繰り返し接触回数: 100×10^3 回、 300×10^3 回、 500×10^3 回の試験も行い、繰り返し途中の摩耗挙動を確認した。摩耗試験は同一試験条件において3回行い、摩耗量は試験3回分の平均値を代表値とした。なお、試験条件の詳細については2章の表2-3に示すとおりである。

ころがり接触摩耗の過程における材料の組織変化を把握するため、試験後の試験片を用いて、ビッカース微小硬度計(200 gf)によるころがり接触面の硬さ測定、走査型電子顕微鏡(SEM)および透過型電子顕微鏡(TEM, 加速電圧200 kV)によるころがり接触面直下の断面およびころがり接触面の組織観察、電子線回折を行った。なお、TEM観察および電子線回折に用いた試料は、ころがり接触面より厚さ0.20 mmの素材を切り出し、化学

研磨により厚さ 30 μm まで減厚した後, 過塩素酸 10%, 酢酸 90%の電解液によるツインジェット法により仕上げた薄膜を使用した. さらに, ころがり接触面でのセメンタイト相の分解, フェライト相での炭素の固溶の有無を確認するため, 示差走査型熱量計 (DSC: Differential Scanning Calorimetry)を用い, Ar ガス雰囲気中において, 摩耗粉 (長径: 15~50 μm)の熱分析 (温度範囲: 400~800 K)を行った. この熱分析では 10~20 mg の摩耗粉をアルミナ製の試料ホルダーに挿入して行った. なお, この熱分析においては, 摩耗試験片と同一の素材から作製した鉄粉 (製法: N_2 ガスアトマイズ法, 組織: パーライト, 直径: 10~50 μm)を比較材として用いた. これに加えて, ころがり接触面直下でのセメンタイト相の存在状況, セメンタイト相の分解, フェライト相での炭素の固溶の有無を検証するため, FIB 加工により試験片ころがり接触面直下から針状のサンプルを切り出し, 3 次元アトムプローブ (3D-AP: Atom Probe) [4]を用いてころがり接触面直下の元素分析を行った.

3.4 実験結果

3.4.1 摩耗特性に及ぼす試験前硬さおよび炭素量の影響

図 3-2 に試験片の試験前硬さと 700×10^3 回繰返し後の摩耗量の関係を示す。いずれの炭素量の試験片においても、摩耗量は試験前硬さの上昇に伴い減少する傾向が認められる。また、摩耗量は試験片の炭素量で層別される傾向を示している。

次に、試験前硬さが 385～395 HV の範囲の試験片の炭素量と摩耗量の関係を図 3-3 に示す。パーライト鋼の摩耗特性は試験片の炭素量ともよい相関があり、試験前硬さをほぼ同一とした場合、炭素量の増加に伴い摩耗量は減少し、耐摩耗性は向上する。

3.4.2 摩耗特性に及ぼす繰返し接触回数の影響

レール鋼の摩耗は繰返し接触の回数に影響されることが報告されている[5]。また、レール鋼の摩耗はころがり接触面の硬さとよい相関があることも確認されている[6]。そこで、繰返し途中の摩耗量およびころがり接触面の硬さの変化について調査した。試験前硬さが 385～395 HV の範囲の試験片における、繰返し接触回数と摩耗量の関係を図 3-4 に示す。さらに、図 3-5 に繰返し接触回数ところがり接触面硬さの関係を示す。なお、ころがり接触面硬さの値は、試験片ごとに任意のころがり接触面を 20 点測定し、試験片 2 個分の値を平均した。

試験前硬さをほぼ同一とした場合、繰返し接触回数 100×10^3 回（以降、「 100×10^3 回」と称す）では、いずれの試験片においても、摩耗量はほぼ一定であり、試験片の炭素量の影響は顕著に認められない。しかし、 100×10^3 回を超えると、摩耗量は試験片の炭素量に依存して変化し、炭素量の高い試験片ほど摩耗量の増加が抑制される。繰返し接触回数の増加にともない、炭素量の高い試験片と炭素量の低い試験片の摩耗量の差が大きくなる。

一方、試験後ころがり接触面硬さは、 100×10^3 回では、試験片の炭素量に依存せずほぼ一定である。しかし、 100×10^3 回を超えると、試験後ころがり接触面硬さは、摩耗量の変化と同様に、試験片の炭素量に依存して変化し、炭素量の高い試験片のころがり接触面硬さの上昇が著しい。繰返し接触回数 700×10^3 回（以降、「 700×10^3 回」と称す）では、ころがり接触面硬さは、0.8mass%C 鋼で 670 HV、0.9mass%C 鋼で 710 HV、1.0mass%C 鋼で 750 HV であり、炭素量の高い試験片ほどころがり接触面硬さは高い。

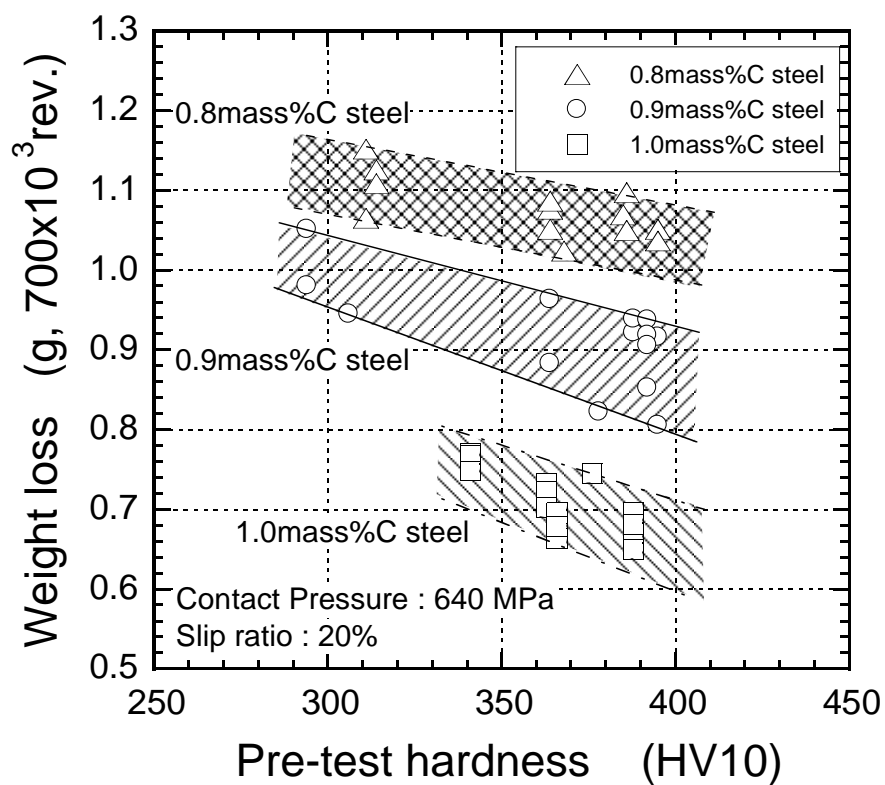


図 3-2 試験片の試験前硬さと 700×10^3 回繰り返し後の摩耗量の関係[2]

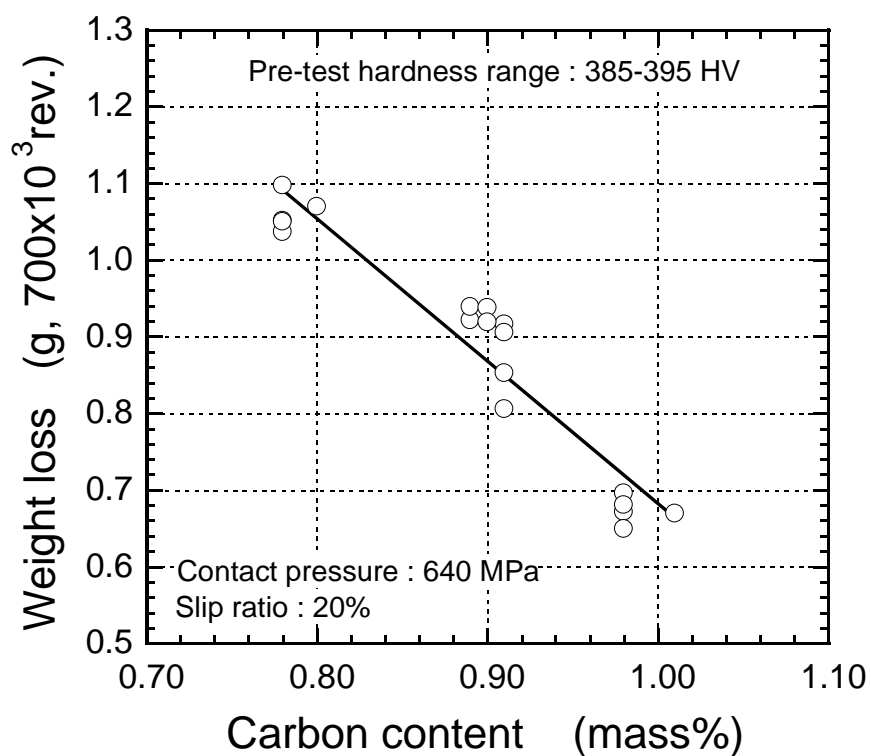


図 3-3 試験片(試験前硬さ:385~395 HV)の炭素量と摩耗量の関係[2]

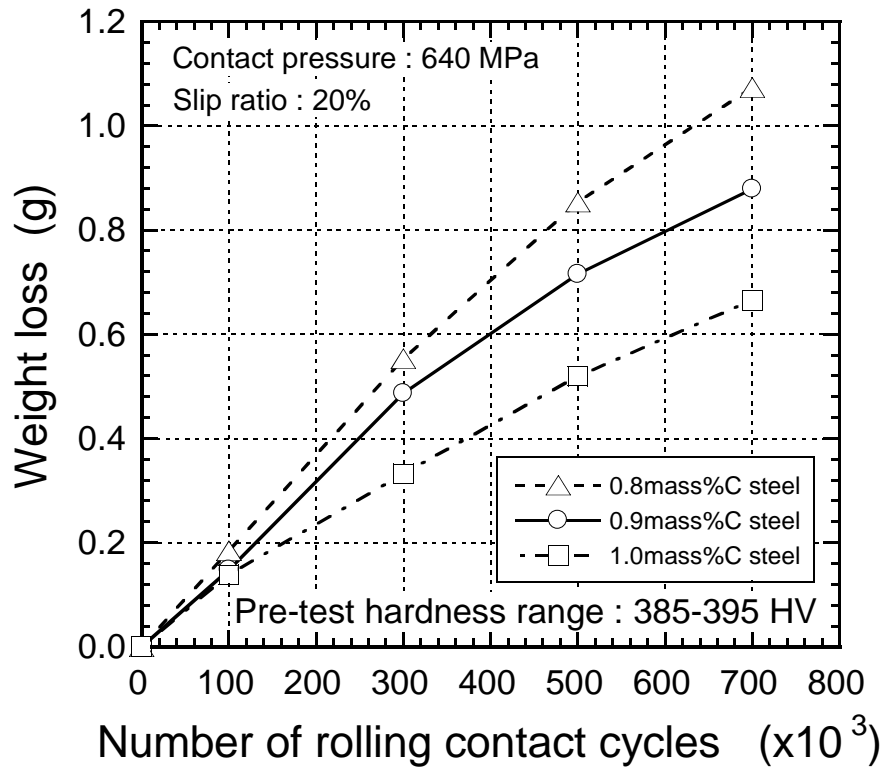


図 3-4 繰り返し接触回数と摩耗量の関係[2]

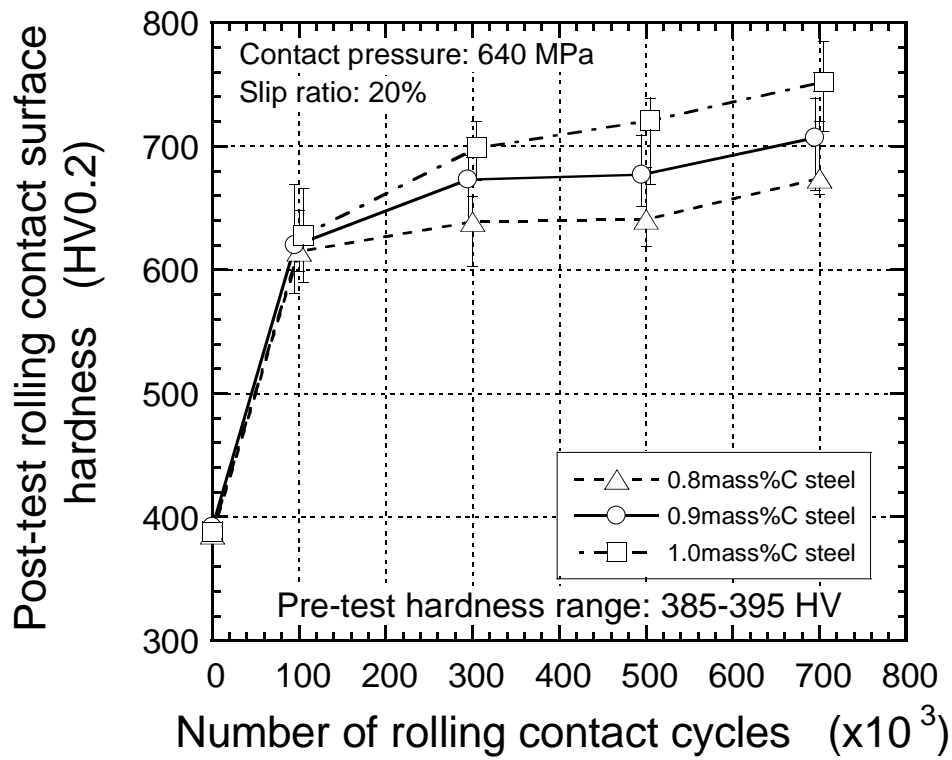


図 3-5 繰り返し接触回数とこころがり接触面硬さの関係[2]

3.4.3 ころがり接触面の微視組織観察

図 3-6 に試験前硬さが 385～395 HV の範囲の 0.8mass%C 鋼, 1.0mass%C 鋼における, 100×10^3 回および 700×10^3 回の試験片ころがり接触面直下の断面組織 (SEM) を示す.

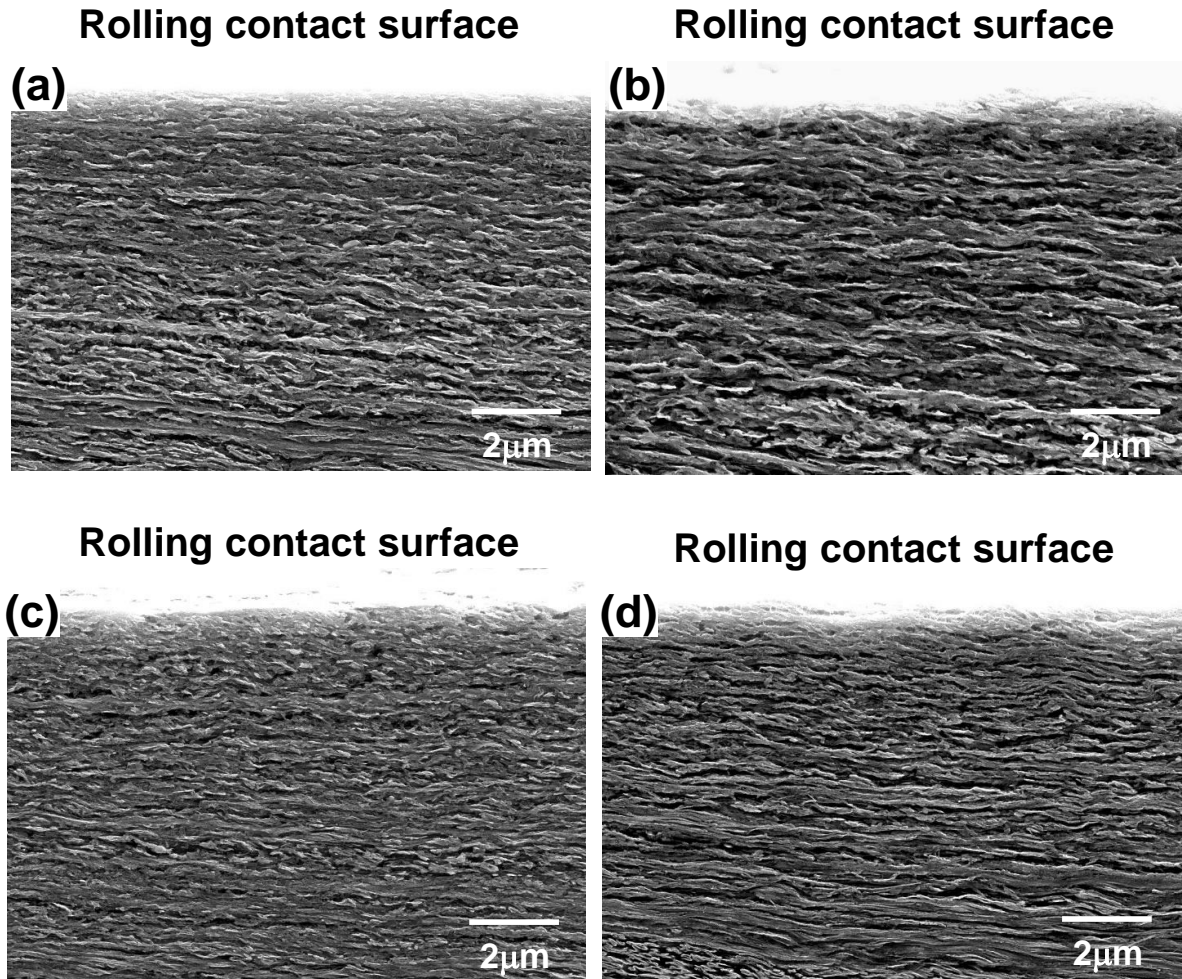


図 3-6 試験片ころがり接触面直下の断面組織 (SEM);

- (a) 0.8mass%C 鋼 100×10^3 回, (b) 1.0mass%C 鋼 100×10^3 回,
(c) 0.8mass%C 鋼 700×10^3 回, (d) 1.0mass%C 鋼 700×10^3 回

いずれの試験片においても, ころがり接触面に作用する接線力 (摩擦力) により, ころがり接触面では塑性流動が生成しており, パーライト組織中のラメラ構造もこの塑性流動に沿って層状化する傾向を示す. 繰り返し接触回数と組織の関係に着目すると, 100×10^3 回では, セメント相とフェライト相が一方向に伸延しているのに対して, 700×10^3 回では,

100 x 10³ 回と比べて伸延されたセメンタイト相とフェライト相の間隔が緻密になっている。また、ころがり接触面直下では、セメンタイト相の破碎が認められ、その一部が粒状化している。炭素量と組織の関係を見ると、本観察の範囲では、ころがり接触面直下の組織変化に及ぼす炭素量の影響は顕著に認められない。

炭素量の増加によりころがり接触面の硬さに顕著な差が認められた 700 x 10³ 回の試験片について、ころがり接触面の組織をさらに詳細に調査した。図 3-7 に図 3-6 に示した 0.8mass%C 鋼, 1.0mass%C 鋼の試験片のころがり接触面から採取した薄膜組織 (TEM) と直径 1 μm の領域から得られた制限視野電子線回折 (SADP) 像を示す。

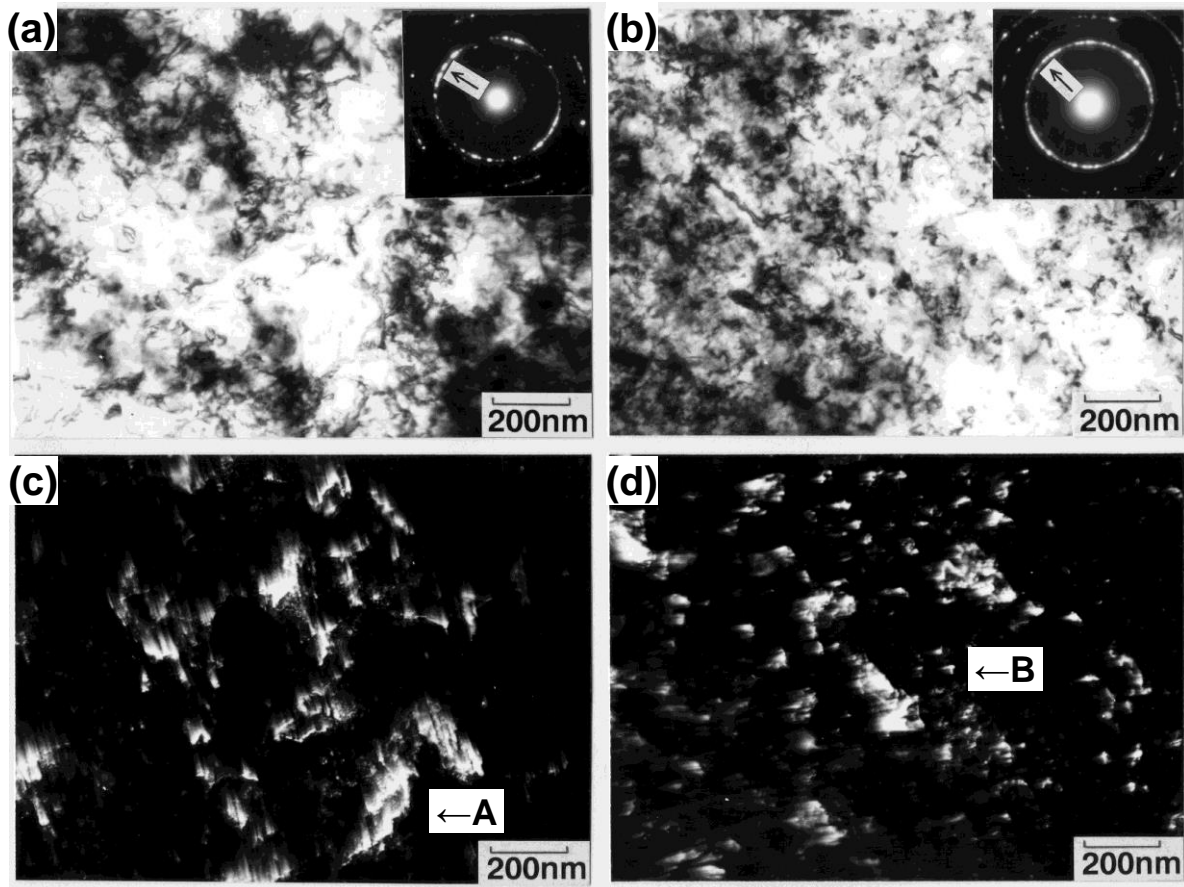


図 3-7 試験片ころがり接触面の薄膜組織 (TEM) と
制限視野電子線回折 (SADP) 像 [2];

(a) 0.8mass%C 鋼 薄膜組織, (b) 1.0mass%C 鋼 薄膜組織,
(c) 0.8mass%C 鋼 SADP 像, (d) 1.0mass%C 鋼 SADP 像

いずれの試験片においても、パーライト組織のラメラ構造はほとんど消滅しており、セメントタイト相のミクロな破碎、基地組織中には部分的に転位セルやサブグレインの存在が認められる。また、撮影領域での SADP 像は、セメントタイト、フェライト共に、回折斑点の分散が確認され、特に、フェライトの回折斑点は明瞭なリング状となっている。さらに、フェライトの回折スポットを用いて結像させた暗視野像を比較すると、0.8mass%C 鋼のフェライト粒径は 50～300 nm の範囲で形成されており、図中の矢印Aに示すように、粒径 300 nm 程度の比較的粗大なフェライト粒の内部には、転位セルやサブグレインの存在が認められる。一方、1.0mass%C 鋼のフェライト粒径は 20～200 nm の範囲で形成されており、図中の矢印Bに示すように、粒径 20 nm 程度の微細なフェライト粒の内部では、転位が全く観察されず、強加工によって生じると考えられるナノ結晶粒[7]の特徴を示している。また、炭素量とフェライト粒の関係に着目すると、1.0mass%C 鋼の平均的なフェライト粒径は約 50 nm、0.8mass%C 鋼の平均的なフェライト粒径は約 120 nm であり、パーライト鋼の炭素量の増加によるフェライト粒の微細化の傾向が認められる。

3.4.4 摩耗粉の示差走査熱量測定

図 3-8 に 0.8mass%C 鋼, 1.0mass%C 鋼の摩耗粉および鉄粉の示差走査熱量の測定結果を示す. 摩耗粉は試験片と相手材 (0.8 mass%C) の混合物である. X線回折の結果, 摩耗粉は Fe_2O_3 , Fe_3O_4 の酸化物であった. いずれの炭素量の鉄粉においても, 本加熱領域では明確な発熱および吸熱のピークは認められない. 一方, 摩耗粉については, いずれの炭素量においても, 500~700 K の範囲になだらかな発熱のピークが生じており, 摩耗粉のみに発生する特有な発熱現象が認められる.

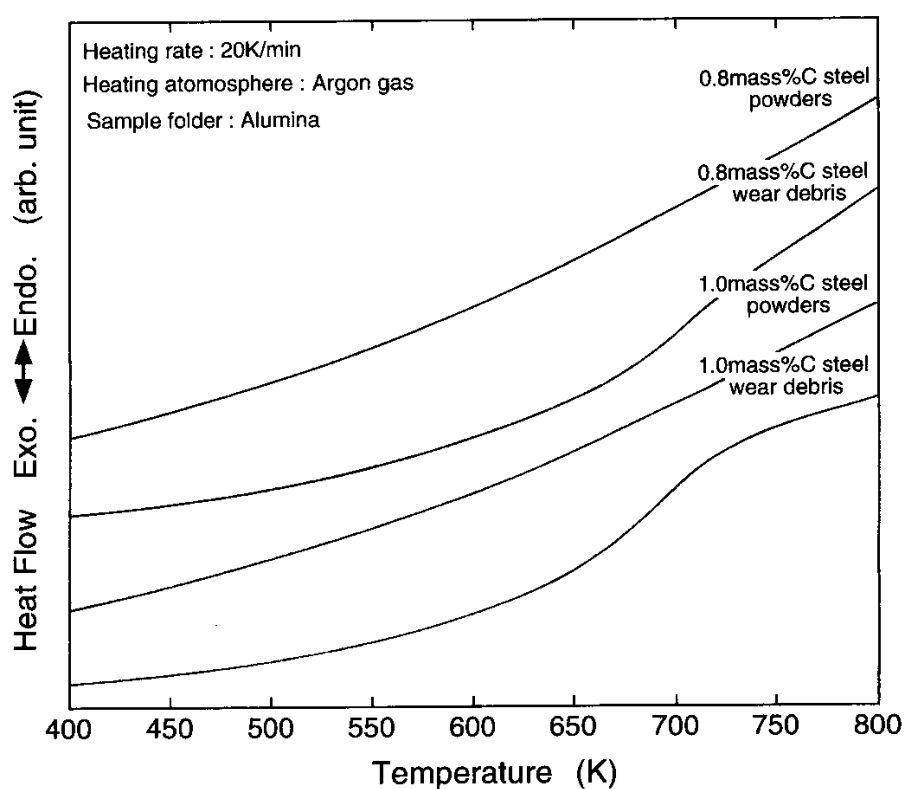


図 3-8 摩耗粉および鉄粉の示差走査熱量の測定結果[2]

3.4.5 ころがり接触面直下の元素分析

図 3-9 に 3 次元アトムプローブ (3D-AP) による試験片ころがり接触面直下の元素分析結果の一例を示す。なお、試験片は 1.0mass%C 鋼, 700×10^3 回である。緑色で示されているのが炭素原子の分布, 茶色で示されているのが Si 原子の分布である。炭素原子の分布が密で, かつ, Si 原子の分布が疎の部分にパーライト組織中のセメンタイト相, その間がフェライト相であると推定される。ころがり接触面直下ではセメンタイト相は薄膜化しており, その間隔も微細化している。セメンタイト相の間隔からパーライト組織のラメラ間隔を推定すると, ラメラ間隔は試験前の約 90 nm から 10~20 nm レベルまで微細化している。図 3-10 に 3D-AP 分析位置での炭素原子の濃度分布の一例を示す。炭素の分布を詳細に見ると, 薄膜化したセメンタイト相の炭素濃度は, 通常のセメンタイト相の炭素濃度 (25at.%) と比較して大幅に低下しており, セメンタイト相の分解が認められる。さらに, 炭素はフェライト相にもブロードに分布しており, 分解した炭素はフェライト相に固溶している可能性が示されている。

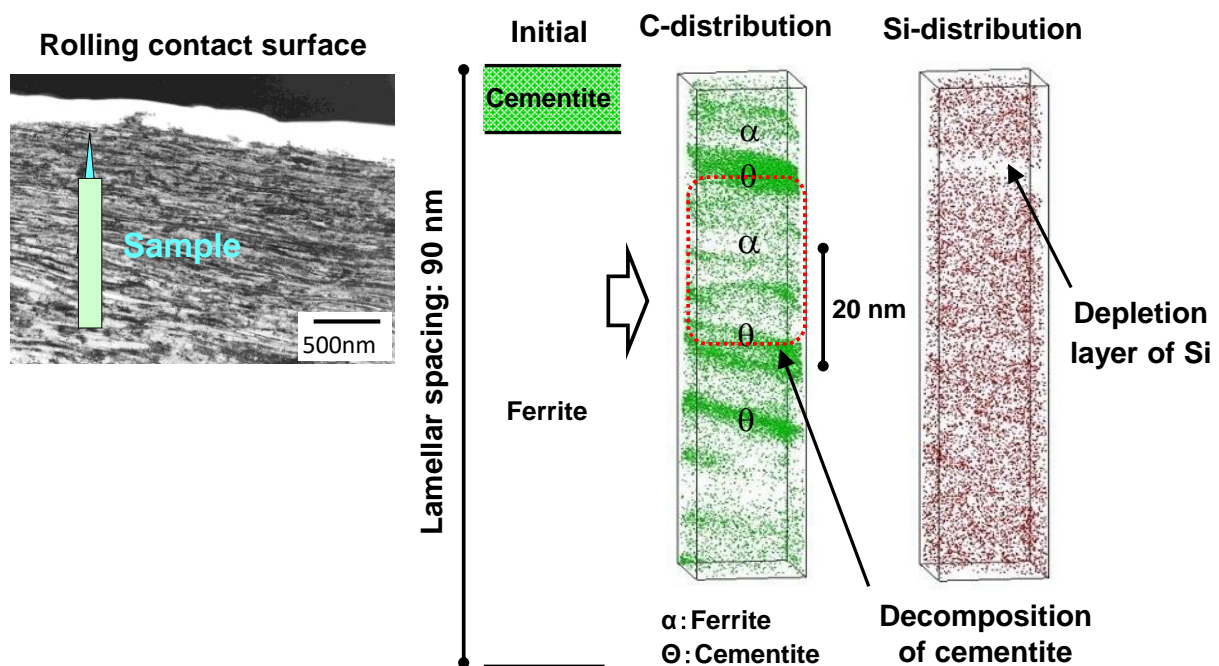


図 3-9 3 次元アトムプローブ (3D-AP) による試験片
ころがり接触面直下の元素分析結果 [8]

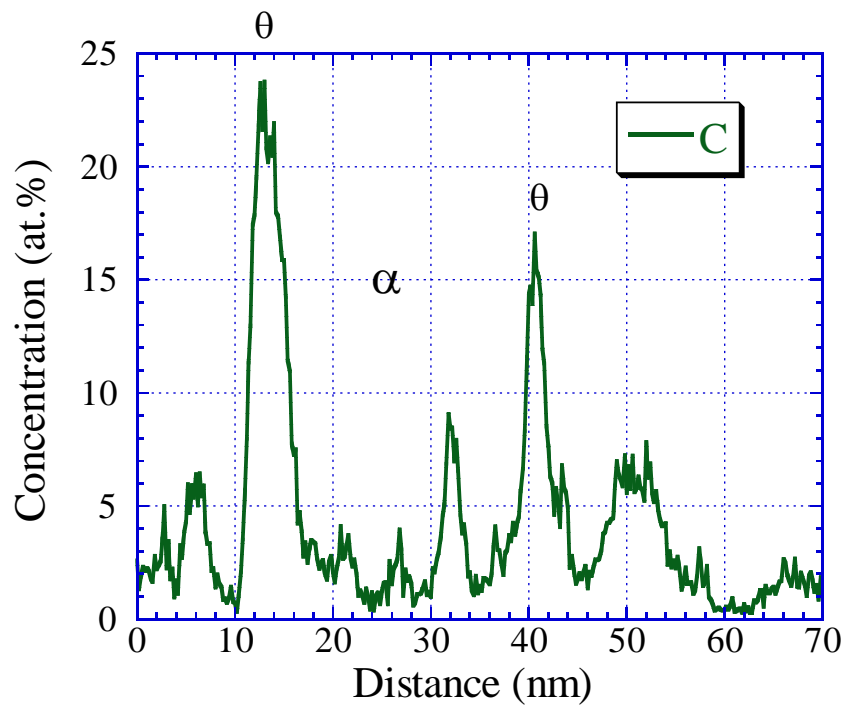


図 3-10 ころがり接触面直下の炭素原子の濃度分布の一例[8]

3.5 考察

パーライト鋼のころがり接触摩耗特性の変化は、ころがり接触面の硬さと密接な相関があり、このころがり接触面の硬さは、パーライト鋼の炭素量が大きく影響していることが確認された。さらに、繰り返し接触後のころがり接触面では、基地組織であるフェライト粒の微細化やセメンタイト相の分解が確認された。ここでは、ころがり接触面の硬さと摩耗量の関係、ころがり接触面の硬さと炭素量の関係について定量化を行い、パーライト鋼の摩耗支配因子とその支配因子に及ぼす炭素量の影響を検討する。さらに、ころがり接触面の組織観察や元素分析の結果から、炭素量増加に伴うころがり接触面直下の組織変化の機構について考察する。

3.5.1 パーライト鋼の摩耗支配因子とその支配因子に及ぼす炭素の影響

図 3-4, 図 3-5 に示した繰り返し接触回数と摩耗量の関係および繰り返し接触回数ところがり接触面の硬さの関係を用いて、ころがり接触面の硬さと摩耗の関係を直接的に求めた。鋼の炭素量の違いにより摩耗量およびころがり接触面の硬さに明確な差が認められる。繰り返し接触回数 $100 \sim 700 \times 10^3$ 回の範囲における 200×10^3 回毎のころがり接触面の平均硬さと摩耗量 (ΔW) の関係を図 3-11 に示す。パーライト鋼の炭素量に関係なく、ころがり接触面の平均硬さと摩耗量には相関があり、ころがり接触面の平均硬さが増加するに従って摩耗量は減少する傾向が認められる。

次に、ころがり接触面の硬さの増加に及ぼす炭素量の影響を明らかにするため、試験片の試験前後のころがり接触面の硬さの差に着目した。試験前硬さに対する試験後ころがり接触面硬さの増加量の比を、式 (3-1) に示すころがり接触面の硬さの増加率 (%) として定義し、試験片の炭素量ところがり接触面の硬さの増加率の関係を整理した。

ころがり接触面の硬さの増加率 (%) =

$$(\text{試験後ころがり接触面硬さ} - \text{試験前硬さ}) / \text{試験前硬さ} \times 100 \quad (3-1)$$

ここで、硬さは全てビッカース硬さ (HV)。

図 3-5 の結果から、図 3-12 に試験片の炭素量と 100×10^3 回および 700×10^3 回のころがり接触面の硬さの増加率の関係を示す。 100×10^3 回では、ころがり接触面の硬さの増加率の炭素量依存性は小さい。一方、 700×10^3 回では、ころがり接触面の硬さの増加

率は炭素量の増加に伴い上昇する傾向が認められる。

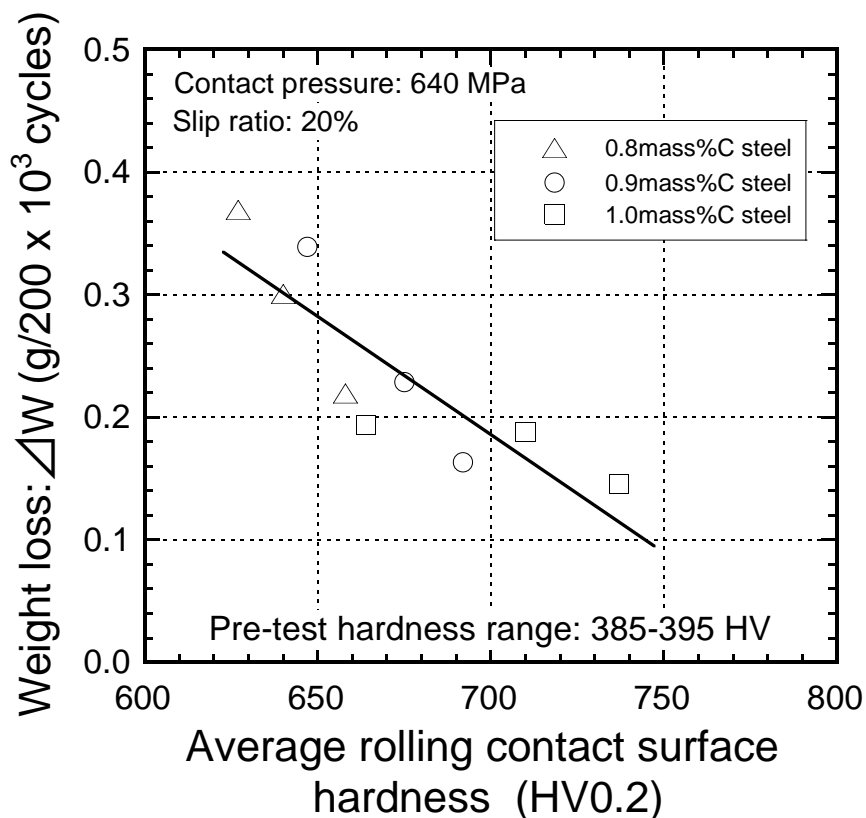


図 3-11 ころがり接触面の平均硬さと摩耗量 (ΔW) の関係 [2]

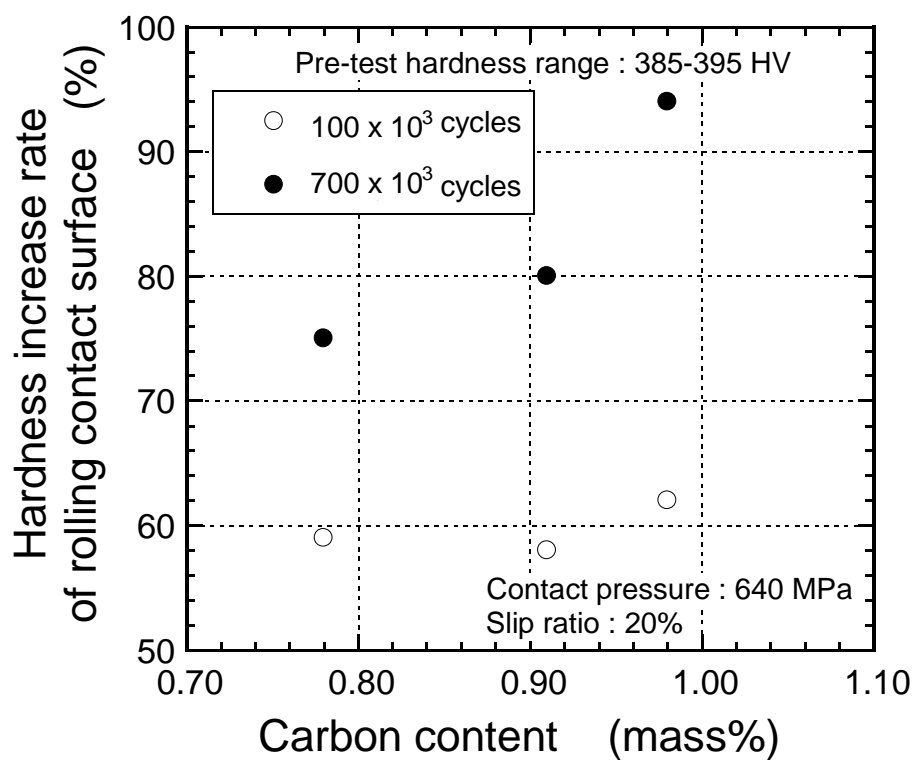


図 3-12 試験片の炭素量ところがり接触面の硬さの増加率の関係 [2]

以上の結果より、パーライト鋼のころがり接触摩耗特性はころがり接触面の硬さに支配されており、一定の回数以上の繰り返し接触を受けたパーライト鋼のころがり接触面の硬さの増加率は、炭素量の増加に伴い上昇する傾向が認められる。したがって、炭素量の増加に伴うパーライト鋼の耐摩耗性の向上は、一定の回数以上の繰り返し接触により、炭素量の増加に伴いころがり接触面の硬さの増加率が上昇し、結果として、ころがり接触面の硬さが上昇したことに起因すると考えられる。

なお、ころがり接触摩耗特性は、ころがり接触面の硬さに加えて、ころがり方向に作用する接線力の大きさに影響される。しかし、本実験においては、試験中の接線力と試験片の炭素量との相関は認められず、接線力はほぼ一定値を示したことから、パーライト鋼の炭素量の増加に伴う摩耗量の変化は、ころがり接触面の硬さのみで整理が可能であると考えられる。

3.5.2 炭素量増加に伴うころがり接触面直下の組織変化のメカニズム

100×10^3 回ころがり接触面直下では、塑性流動に沿ってパーライト組織中のラメラ構造が層状化していた。一方、 700×10^3 回のころがり接触面直下では、セメンタイト相の破碎、粒状化が認められ、さらに、基地組織であるフェライト粒の微細化が確認された。これらの組織変化の過程から、一定の回数以上の繰り返し接触により、炭素量の増加に伴いころがり接触面の硬さの増加率が上昇する機構について考察する。

硬さの増加率の変化が認められなかった 100×10^3 回でのころがり接触面直下の組織形態は、パーライト鋼の冷延実験で報告[9]されている様に、ころがり接触による接線力によりせん断帯が導入され、ランダムな方向を持ったパーライト組織のラメラ構造が均一な方向に変化した状態であると考えられる。したがって、 100×10^3 回までの範囲においては、ころがり接触面では、パーライト組織中の転位密度の増加やラメラ間隔の微細化による硬さの増加が主に発生し、ころがり接触面の硬さの増加率は試験片の炭素量の影響を大きく受けなかったと考えられる。

一方、炭素量の増加にともない硬さの増加率が上昇した 700×10^3 回のころがり接触面直下の組織形態は、その特徴から、 100×10^3 回よりもさらに加工が進んだ状態であると考えられ、鉄粉のメカニカルミリング実験等で確認されている強い加工状態にあると推察される。強加工状態における材料の強化機構については、十分な説明がなされていないが、こ

れまでの研究結果では、高炭素鉄粉を用いたメカニカルミリング実験において、フェライトが平均粒径 100 nm 以下まで微細化され、その一部がナノ結晶化すること[7]、また、鋼中の炭素量が増加すると、歪みの蓄積効率の向上によりフェライト粒の微細化が促進され、基地組織の硬さが上昇することが報告[10]されている。本摩耗試験では、ころがり接触面において、基地組織であるフェライトのナノオーダー(平均粒径:50~120 nm)に至る微細化やナノ結晶化、さらには、炭素量の増加に伴うフェライト粒の更なる微細化の傾向が確認され、これらのころがり接触面での基地組織の変化および炭素量の増加にともなう基地組織の微細化の傾向は、上記のメカニカルミリング実験の結果と酷似している。

また、摩耗粉の DSC 分析では、500~700 K の範囲に発熱のピークが認められる。メカニカルミリングされた鉄粉(0.85 mass%C)および冷間強伸線加工されたパーライト線材(0.90 mass%C)の DSC 分析の結果[11,12]では、フェライト相に固溶した炭素がセメンタイトとして再析出する場合、550~700 K の範囲に発熱のピークが生じることが確認されている。摩耗粉の発熱領域は上記の実験におけるセメンタイト生成による発熱領域とほぼ一致することから、ころがり接触面ではセメンタイト相の分解、基地組織であるフェライトへの炭素の固溶が発生していると推察される。

さらに、このセメンタイト相の分解は、伸線加工時の歪み量と相関があることが確認されており、高炭素線材の冷間伸線加工実験では、伸線加工歪み(ϵ)が 1.5 を超えると、セメンタイト相の炭素の一部が分解することが報告[13]されている。そこで、ころがり接触面に作用している塑性歪み量の観点から、セメンタイト相の分解の可能性を考察する。図 3-13 に 700×10^3 回の 0.8mass%C 鋼の試験片ころがり接触面直下の断面マイクロ組織を示す。試験片のころがり接触面直下では、主に、ころがり方向に作用する接線力により塑性流動が生成しており、その塑性流動はころがり方向に著しく長い。ここで、ころがり接触面の塑性歪み量を推定するため、任意の場所のころがり接触面直下の塑性流動長さから、図 3-13 中に示すせん断角(θ)を用いて、Tyfour らが提唱する式(3-2)に示すせん断歪み(γ_{xy})[5]を算定した。

$$\gamma_{xy} = \tan \theta$$

$$= X \text{ 方向の塑性流動長さ} / Y \text{ 方向の塑性流動長さ} \quad (3-2)$$

ここで、X 方向:ころがり接触面に平行方向、Y 方向:ころがり接触面に垂直方向

Rolling contact surface

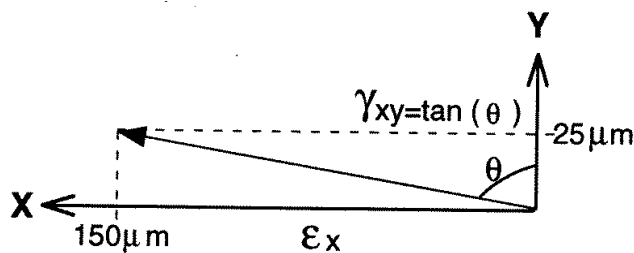


図 3-13 0.8mass%C 鋼の試験片ころがり接触面直下の
断面ミクロ組織 (700 x 10³ 回) [2]

図 3-13 よりマクロ的な塑性流動長さを測定し, X 方向塑性流動長さを 150 μm, Y 方向塑性流動長さを 25 μm と見積もり, ころがり接触面のせん断歪み (γ_{xy}) を算定すると, 式 (3-2) より $\gamma_{xy} = 6$ となる. 線材の伸線加工歪みところがり接触面のせん断歪みは直接比較することはできないが, 線材の伸線加工歪みを線材の長手方向の歪み, すなわち, 図 3-13 に示す x 方向の歪み (ϵ_x) であると仮定する. 次に, 相当塑性歪み増分理論を適用 [14] し, 相当応力に対する寄与度から線材伸線加工歪み (ϵ_x) ところがり接触面のせん断歪み (γ_{xy}) の関係を導くと, 式 (3-3) が成り立つ.

$$\epsilon_x = \frac{1}{\sqrt{2}} \gamma_{xy} \quad (3-3)$$

式 (3) よりころがり接触面のせん断歪みを線材長手方向の歪みに換算すると, $\epsilon_x = 4.2$ となり, セメント相の分解が発生する線材の伸線加工歪み ($\epsilon = 1.5$) [13] より大きい. した

がって、ころがり接触面ではセメンタイト相の分解が発生するのに十分な塑性歪みが与えられていると考えられる。

上述の DSC 分析の結果および上記のころがり接触面の塑性歪み量から考察すると、ころがり接触面ではセメンタイト相の分解、基地組織であるフェライト相への炭素の固溶が発生している可能性が非常に高いと考えられる。なお、固溶した炭素の存在状態については、今回の実験では明らかにすることができなかったが、これまでの研究結果[11,12]から推察すると、固溶した炭素はフェライトの粒界や粒内の転位近傍に存在している可能性が高いと考えられる。

なお、ころがり接触面直下でのセメンタイト相の存在状況、セメンタイト相の分解、フェライト相での炭素の固溶の有無を検証するために行った 3 次元アトムプローブ (3D-AP) での元素分析においても、炭素量 1.0 mass%, 700×10^3 回の試験片ころがり接触面直下では、パーライト組織のラメラ間隔の微細化、ころがり接触面直下のセメンタイト相の分解、炭素のフェライト相への固溶が確認されており、上記の推定を裏付ける結果が得られている。

以上の検討から、パーライト鋼のころがり接触面硬さが上昇する機構を考える。図 3-14 にパーライト鋼のころがり接触面直下の組織変化を模式的に示す。まず、初期段階として、ランダムな配向をもったパーライト組織はころがり接触面に作用する接触面圧、接線力により、マクロな塑性流動が生成する。この塑性流動したパーライト組織では、①パーライト組織中のフェライト相に転位が導入され、ころがり接触面直下に存在するセメンタイト相に微視的な破砕が発生する。さらにはころがり接触が繰返された最終段階では、②破砕されたセメンタイト相と比べて硬さの低いフェライト相へ歪みが集中し、基地組織であるフェライトに多量の転位が導入され、転位強化やフェライト粒の微細化(サブグレイン化、ナノ結晶化)が進行する。同時に、③破砕されたセメンタイト相が分解し、基地フェライトに炭素が固溶することにより、基地フェライトの転位強化、結晶粒微細化強化、さらには、固溶強化により、ころがり接触面の硬さが上昇するものと考えられる。

次に、一定の回数以上の繰返し接触後に、鋼の炭素量の増加に伴いころがり接触面の硬さの増加率が上昇する機構を考える。図 3-15 に炭素量の増加に伴うパーライト鋼のころがり接触面直下の組織変化を模式的に示す。

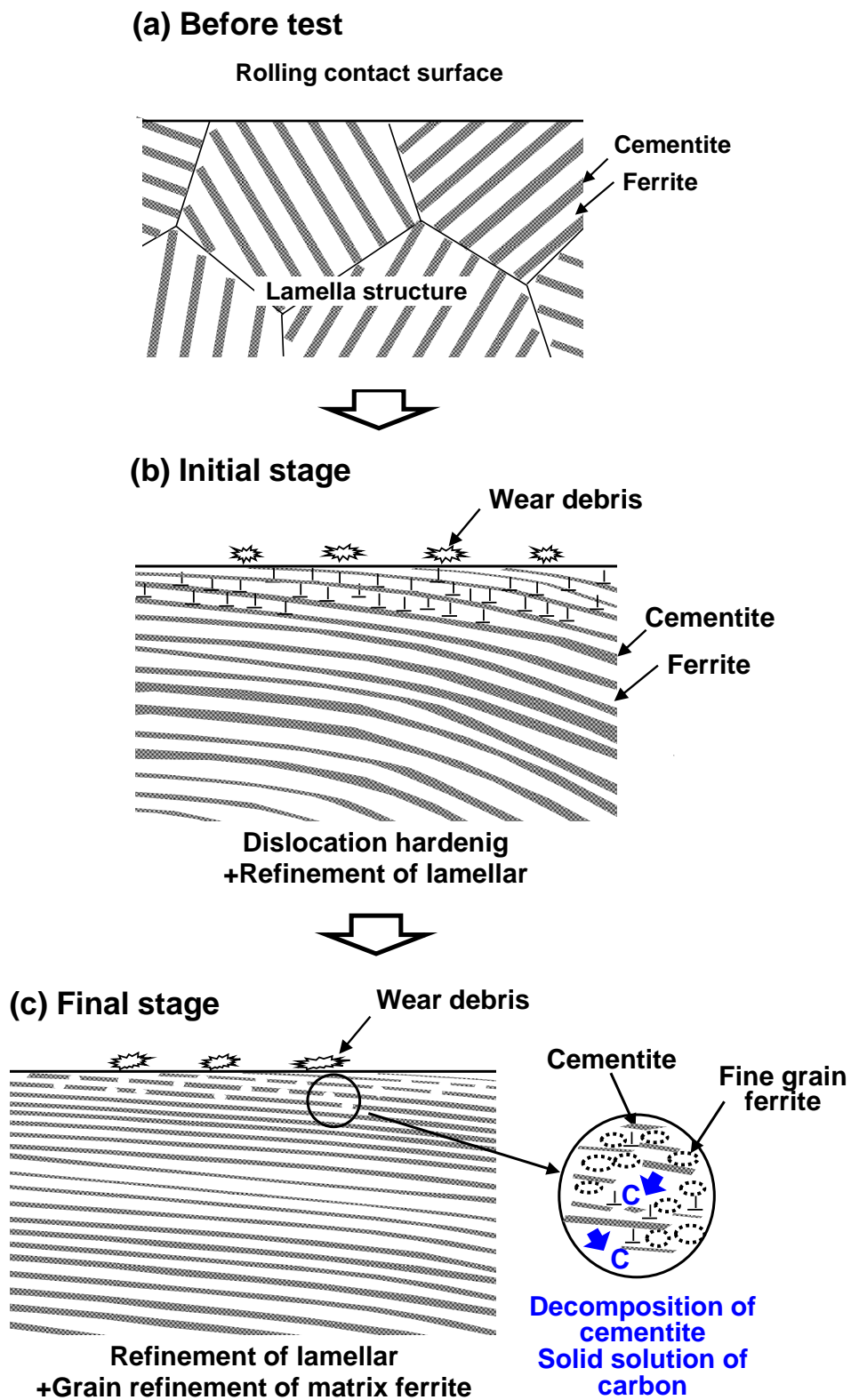


図 3-14 パーライト鋼のころがり接触面直下の組織変化の模式図[8]

パーライト鋼の炭素量が増加すると、パーライト組織中の硬いセメンタイト相の体積分率が増加し、歪みが硬さの低い基地フェライトへさらに集中し、基地フェライトの転位が増加し、微細化が促進され则认为られる。これに加えて、破碎したセメンタイト相から分解する炭素量が増加することにより、炭素の固溶が促進され、さらに、固溶した炭素が粒界へ偏析することによりフェライト粒の粒界エネルギーが低下[11,15]し、フェライト粒の微細化が促進される可能性も考えられる。以上に述べた炭素の効果により、転位強化、結晶粒微細化強化および固溶強化が促進し、基地フェライトが強化されたことが主な要因であると推定される。

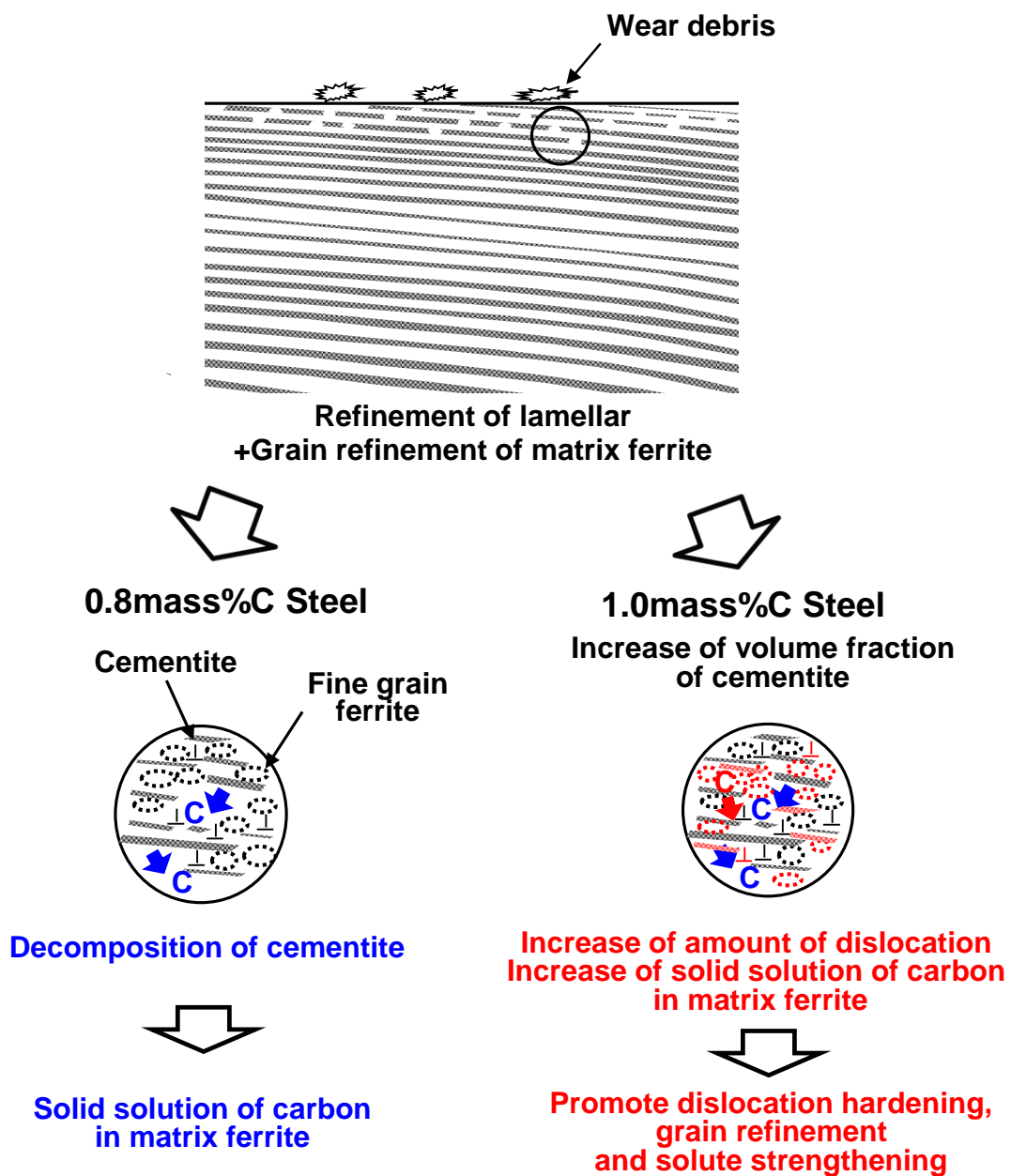


図 3-15 炭素量の増加に伴うパーライト鋼のころがり接触面直下の組織変化の模式図

3.6 結言

炭素量を変化させたパーライト鋼 (0.8~1.0 mass%C) を用いて, ころがり接触摩耗試験を行い, パーライト鋼のころがり接触摩耗特性に及ぼす炭素量の影響を調査し, パーライト鋼のころがり接触摩耗の支配因子, その支配因子に及ぼす炭素量の影響を検討した. さらに, 炭素量の増加に伴うころがり接触面直下の組織変化の機構について考察した. その結果, 以下の結論が得られた.

- (1) パーライト鋼のころがり接触摩耗特性は, 鋼の炭素量と相関があり, 同一試験前硬さで比較すると, 鋼の炭素量の増加に伴い, 摩耗量は減少し, 耐摩耗性が向上する.
- (2) パーライト鋼のころがり接触摩耗は, 主に, ころがり接触面の硬さに支配され, パーライト鋼の耐摩耗性はころがり接触面の硬さの上昇に伴い向上する.
- (3) 高炭素化によりパーライト鋼の耐摩耗性が向上する現象は, 炭素量の増加によりころがり接触面の硬さの増加率が上昇し, ころがり接触面の硬さが増加することに起因すると考えられる.
- (4) 炭素量の増加に伴いパーライト鋼のころがり接触面の硬さの増加率が上昇する現象として次のような機構が考えられる. パーライト組織中のセメンタイト相の体積分率 (炭素量) の増加により, 基地組織であるフェライト相へ導入される転位が増加し, 基地組織の微細化が促進する. 同時に, 基地フェライトへの炭素の固溶が促進される. その結果, 主に, 転位強化, 結晶粒微細化強化および固溶強化の促進により基地フェライトが強化されたためであると推察される.

第 3 章の参考文献

- [1] O'Donnelly B. E., Reuben R. L., Baker T. N., Quantitative assessment of strengthening parameters in ferrite-pearlite steels from microstructural measurements, *Metals Technology*, Vol. 11, February, (1984) 45-51.
- [2] 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀, パーライト鋼のころがり接触摩耗に及ぼす硬さと炭素量の影響, *鉄と鋼*, Vol. 87, No. 4, (2001) 32-39.
- [3] 木川武彦, 車輪のフランジの接触と摩耗, *潤滑*, 第 28 巻, 第 10 号, (1983) 721-726.
- [4] Miller M. K., *Atom-Probe Tomography*, Springer, (2014).
- [5] Tyfour W.R., Beynon J.H., Kapoor A., The steady state wear behaviour of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions, *Wear* 180, (1995) 79-89.
- [6] 影山英明, 杉野和男, 梶本弘毅, 高炭素鋼レールの摩耗特性, *鉄と鋼*, Vol.64, No.11, (1978) S905.
- [7] Kimura Y., Hidaka H., Takaki S., Work-hardening mechanism during super-heavy plastic deformation in mechanically milled iron powder, *Materials Transactions, JIM*, Vol. 40, No. 10, (1999) 1149-1157.
- [8] 上田正治, 松下公一郎, 岩野克也, 小林 玲, 山本剛士, 宮崎照久, 高橋 淳, 小林由起子, 海外貨物鉄道用の長寿命レールの開発, *新日鉄住金技報*, 第 395 号, (2013) 64-72.
- [9] 古原 忠, 牧 正志, パーライト鋼の冷間圧延・焼鈍組織と機械的性質, *日本鉄鋼協会 第 137 回春季講演大会, CAMP-ISIJ*, Vol. 12, No. 3, (1999) 413-415.
- [10] Hidaka H., Suzuki T., Kimura Y., Takaki S., Grain refining during heavy deformation in Fe-C alloys with ($\alpha+\theta$) two-phase structure, *Materials Science Forum*, Vols. 304-306, (1999) 115-120.
- [11] 飛鷹秀幸, 木村勇次, 高木節雄, 超強加工による鋼の結晶粒超微細化とセメンタイトの分解許容量, *鉄と鋼*, Vol. 85, No. 1, (1999) 52-58.
- [12] 大藤善弘, 浜田貴成, 強加工した高炭素鋼線の微細組織, *鉄と鋼*, Vol. 86, No. 2, (2000) 33-38.

- [13] 樽井敏三, 丸山直紀, 田代 均, 高炭素鋼線のセメント分解に及ぼす線径効果の影響, 日本鉄鋼協会 第 137 回春季講演大会, CAMP-ISIJ, Vol. 12, No. 3, (1999) 460.
- [14] 益田森治, 室田忠雄, 改訂 工業塑性力学, 養賢堂, (1980) 123.
- [15] 材料強度の原子論, 日本金属学会, (1985) 214.

第4章 パーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす炭素量の影響

4.1 緒言

前章では、レール鋼の耐摩耗性の向上を目的に、硬質な炭化物の利用を検討した。パーライト組織において硬質な炭化物の量を増加させるため、フェライト相とセメンタイト相の層状構造（ラメラ構造）中のセメンタイト相の体積分率を増加させる[1]、すなわち、高炭素化を検討し、炭素量を $0.8 \sim 1.0 \text{ mass\%}$ に変化させたパーライト鋼を用いて、ころがり接触摩耗試験を行い、耐摩耗性に及ぼす炭素量の影響を検討した。その結果、パーライト鋼の炭素量を増加させると、ころがり接触面の硬さが増加し、耐摩耗性が向上することを確認した。

本章では、パーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性を向上させることを目的に、前章の摩耗試験で確認された炭素量の増加に伴うころがり接触面の硬さ増加の効果を検討した。炭素量と初期硬さを変化させたパーライト鋼 ($0.8, 1.0 \text{ mass\%C}$, $350 \sim 415 \text{ HV}$) を用いて、実際の貨物鉄道のレールと車輪の接触を模擬した二円筒式の試験機により、ころがりすべり接触条件下におけるころがり接触疲労損傷特性を評価した。さらに、接触力学や破壊力学の観点から、パーライト鋼の炭素量の違いにより剥離の程度やき裂の深さに違いが発生する機構について議論した。

4.2 実験

4.2.1 試験機

図 4-1 に二円筒式の試験機の外観と概要を示す。車輪円盤とレール円盤はそれぞれベルトを介して直接モーターにより駆動する機構である。さらに、荷重は垂直および水平方向から油圧システムによってそれぞれ負荷することができる。車輪軸はレール軸に対して一定の傾き、すなわち、アタック角をつけることが可能である。

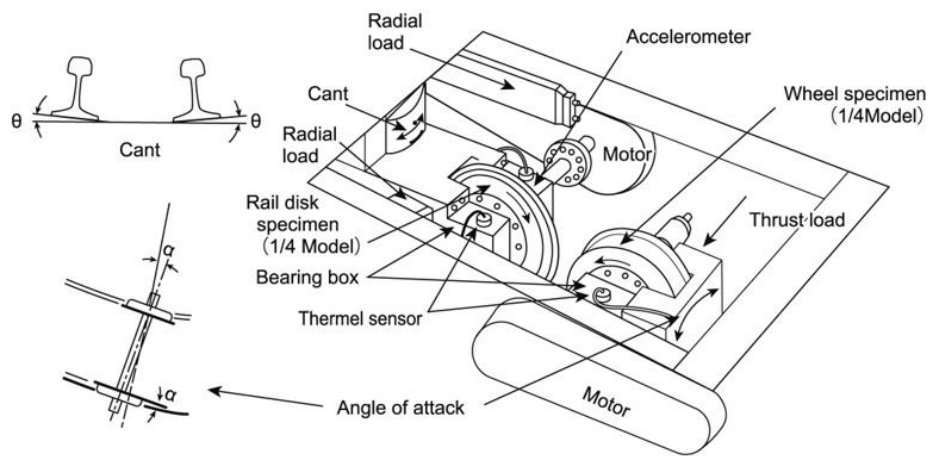


図 4-1 二円筒式の試験機の外観と概要[2]

4.2.2 試験片

表 4-1 に試験片の炭素量，初期硬さおよびマイクロ組織を示す．レール試験片は炭素量を 0.8 mass%，1.0 mass%とし，Si,Mn,Cr の合金を添加したものである（以降，炭素量 0.8 mass%の鋼を「0.8mass%C 鋼」，炭素量 1.0 mass%の鋼を「1.0mass%C 鋼」と称す）．また，車輪試験片は炭素量を 0.8 mass%とし，Si,Mn,Cr の合金を添加したものである．

表 4-1 試験片の炭素量 (mass%)，初期硬さおよびマイクロ組織 [2]

Specimen	Carbon content (mass%)	Initial hardness (HV10)	Microstructure
Rail	0.81	350, 375, 400	Pearlite
	1.00	350, 385, 415	Pearlite
Wheel	0.80	350	Pearlite

レールおよび車輪試験片の素材は電解鉄および合金鉄を真空溶解して製造した。真空溶解において成分調整された後、鋼塊を製造し、その後、この鋼塊を 1250 °C で再加熱し、直径 220～240 mm に鍛造した。

レール試験片は、初析セメンタイト組織の生成を防止し、初期硬さの異なる 3 種類のパーライト組織とするため、鍛造した素材を試験片相当の大きさに粗加工し、高周波加熱により 950～1000 °C の温度範囲で再加熱し、その後加速冷却を行った。硬さはそれぞれの炭素量の鋼において 350～415 HV の範囲の 3 水準に制御した。

一方、車輪試験片は、鍛造した素材を試験片相当の大きさに粗加工し、高周波加熱により 950°C で再加熱し、その後加速冷却を行った。硬さは 350 HV に調整した。

図 4-2 にレール試験片の代表的なマイクロ組織を示す。組織は全面パーライト組織であった。

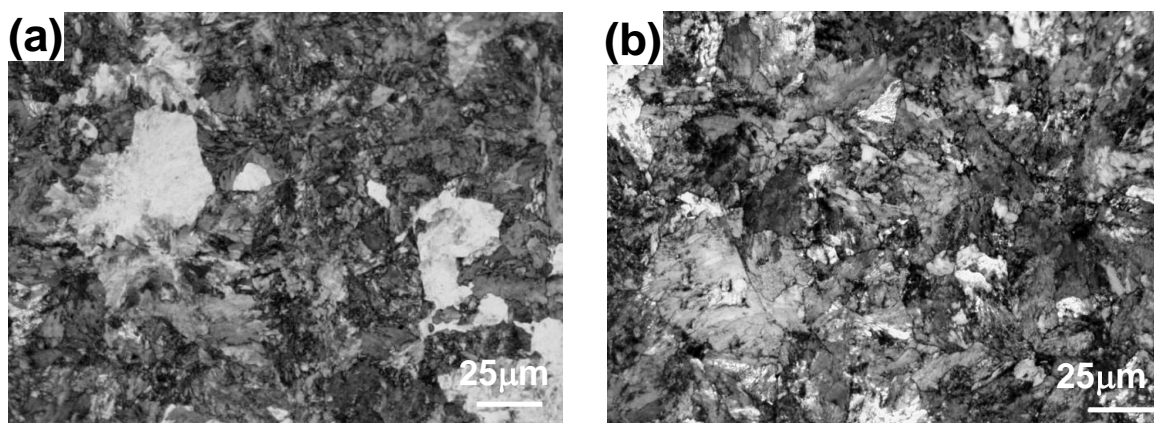


図 4-2 レール試験片の代表的なマイクロ組織；

(a) 0.8mass%C 鋼 400 HV, (b) 1.0mass%C 鋼 415 HV

図 4-3 にレール試験片、車輪試験片の断面形状を示す。レール試験片、車輪試験片共に、貨物鉄道で用いられているレール、車輪の断面形状を 1/4 に縮尺したものである。レール試験片、車輪試験片の試験片幅中央部の直径は 200 mm とした。

レール試験片は車輪試験片と主に頭頂部と G.C.部の 2 点で接触する。レール試験片が車輪試験片のフランジ喉部(付け根部)と接触する G.C.部では回転半径の違いによりスリップが発生する[3]。車輪フランジ喉部の回転半径は G.C.部と比較して大きい。したがって、G.C.部では回転方向と同一方向(荷重移動方向とは反対)の接線力(摩擦力)が作用する。

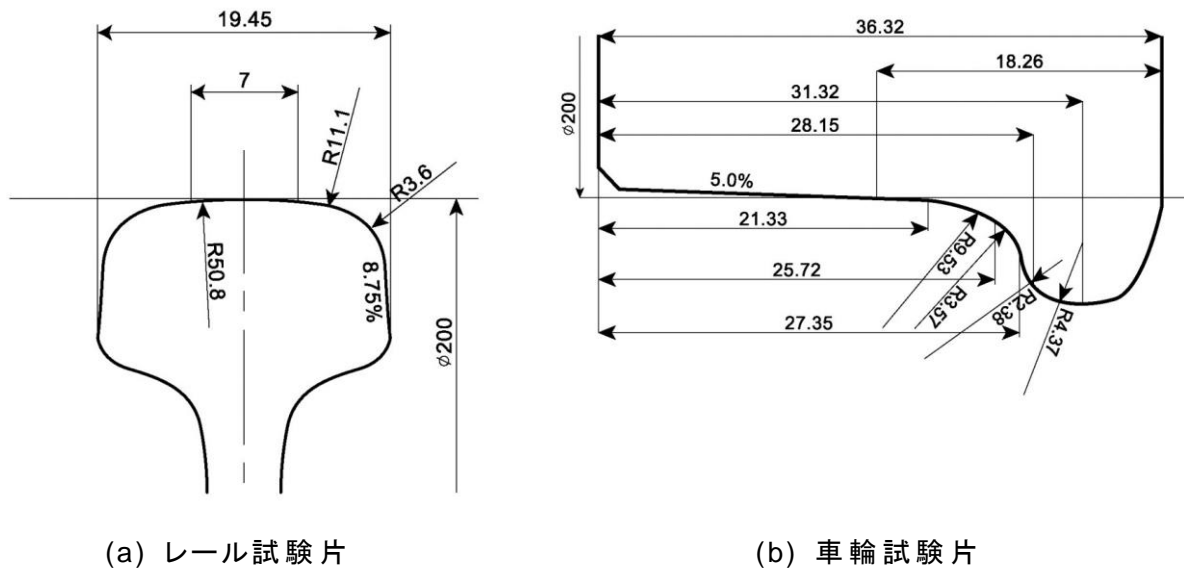


図 4-3 ころがり接触疲労損傷試験片の断面形状[2]

4.2.3 試験条件

表 4-2 に試験条件を示す．車輪円盤はモーターにより駆動した．一方，レール円盤は自由に回転するように設定され，車輪円盤により駆動した．輪重 20 ton レベルの貨物鉄道の曲線区間（曲率半径 200-300 m）の接触状態を再現するため，荷重条件は垂直荷重 17.7 kN，水平荷重 11.8 kN とした．さらに，車輪円盤のアタック角を 0.5° とした．FEM（Finite Element Method）の計算結果では，G.C.部の初期接触時の最大接触圧力は 2000 MPa 程度であった．なお，接触圧力は 4.4.1 項で示す計算方法で算定した．

繰り返し接触回数は 550×10^3 回とした．潤滑条件は次の通りである．初期の 20×10^3 回は乾燥とした．次の $20 \times 10^3 \sim 320 \times 10^3$ 回は水潤滑とし，さらに最終の $320 \times 10^3 \sim 550 \times 10^3$ 回は，乾燥 0.5 min，水潤滑 1.0 min の交互の繰り返しとした（以降，「乾燥と水の繰り返し潤滑」と称す）．また，水潤滑においては，両試験片の接触面に 5 cc/min の量で水を滴下した．

これらの潤滑条件の狙いは次の通りである．初期の乾燥運転は馴染み運転である．しかしながら，初期の乾燥運転後においてはころがり面の粗さが増加する．そこで，これに続く水潤滑運転では，実レールのころがり面のように接触面を平滑にし，同時に，ころがり接触面に微細なき裂を発生させる．これに加えて，乾燥と水の繰り返し潤滑では，塑性流動起

因のころがり接触疲労損傷を再現するため、乾燥運転時に塑性流動を発達させる強い接線力をころがり接触面に作用させ、水潤滑運転時にき裂内部に水を浸入させ、き裂の伝播を促進させることである[4,5].

表 4-2 試験条件 [2]

Loading (kN)	Radial: 17.7 Thrust: 11.8
Angle of attack (°)	0.5
Initial contact pressure (MPa)	2000 (G.C. portion)
The total number of rolling contact cycles	550×10^3
Lubrication and its duration of cycles	Dry (Non-lubrication) / 0×10^3 to 20×10^3 Water (5 cc/min) / 20×10^3 to 320×10^3 Repeated dry (0.5 min) and water (1.0 min) / 320×10^3 to 550×10^3
Rotating speed (rpm)	
Wheel	100 (Dry), 200 (Water, Repeated dry and water)
Rail	Driven by wheel

さらに、試験途中のころがり接触面直下の組織変化、き裂の伝播挙動を調査するため、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片、1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片を用いて、2 つの試験を追加した。1 つは水潤滑直後の繰り返し接触回数 320×10^3 回、もう 1 つは乾燥と水の繰り返し潤滑途中の 420×10^3 回で終了する試験である。

4.2.4 評価

試験を終えたレール試験片については、ころがり接触面の外観観察を行った。さらに、ころがり接触面直下のき裂の生成状況、組織や硬さの変化を調査するため、き裂が局部的に生成している G.C.部をころがり方向に切断し、研磨後、ナイタールで腐食した。その後、光学顕微鏡を用いて観察した。また、マイクロビッカース硬度計 (25 gf) を用いて、ころがり接触面直下の深さ方向の断面硬さを測定した。これに加えて、摩耗特性を評価するため、接触式の三次元測定機 (Mitutoyo, M544) を用いて、試験を終えたレール試験片の断面形状の測定を行った。さらに、摩耗が生成していない G.C.部と反対側の側面を基準として、試験後形状と初期形状の重ね合わせを行い、試験前後の断面形状の差の領域を摩耗量とした。

なお、試験は試験片の各硬さおよび各繰り返し接触回数においてそれぞれ 2 回行った。
ころがり接触面の剥離の生成状況については、それぞれの試験片の 1/4 円周の外観観察
を行った。これに対して、ミクロ組織観察、硬さ測定は、それぞれの試験片において、1/4 円
周のころがり接触面の中で 8mm 弧長の部位を選び、その中で 2 視野について実施した。
断面形状の測定は、それぞれの試験片において、1/4 円周の 1 断面で実施した。

4.3 実験結果

4.3.1 耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす初期硬さおよび炭素量の影響

4.3.1.1 ころがり接触面の比較

図 4-4 にレール試験片の 550×10^3 回繰り返し後のころがり接触面を示す。

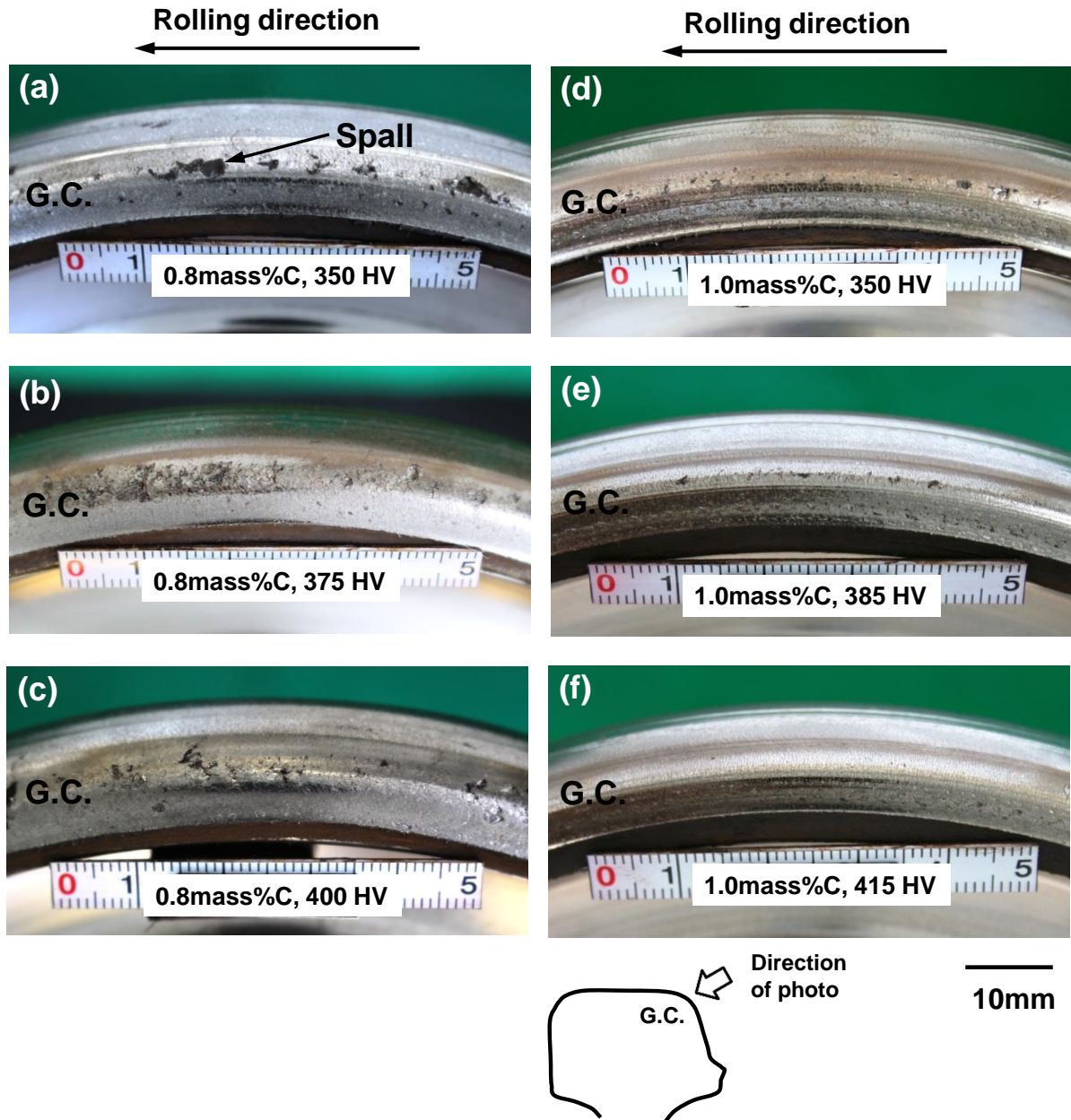


図 4-4 550×10^3 回繰り返し後のレール試験片の典型的なころがり接触面 [2];

(a) 0.8mass%C 鋼 350 HV, (b) 0.8mass%C 鋼 375 HV, (c) 0.8mass%C 鋼 400 HV,
(d) 1.0mass%C 鋼 350 HV, (e) 1.0mass%C 鋼 385 HV, (f) 1.0mass%C 鋼 415 HV.

ころがり方向に沿って G.C.部に様々な大きさのピットや剥離 (Spalling) が分散して生成している. 最も大きな剥離の長さはころがり方向で 10 mm に達している. 剥離の数や大きさは鋼の初期硬さや炭素量の違いにより大きく変化している.

剥離の生成状況を定量化するため, G.C.部においてころがり方向の幅が 2 mm 以上の剥離の数を評価した. 図 4-5 にレール試験片の初期硬さと剥離数の関係を示す. この図にはそれぞれの種類の鋼において, 2 つの試験片の結果とその平均値が示されている. 試験片の炭素量に関係なく, 剥離数は鋼の試験片の初期硬さが増加すると減少する傾向が認められる. さらに, 試験片の炭素量との相関を見ると, 同一初期硬さレベルにおいては, 炭素量の高い 1.0mass%C 鋼は, 0.8mass%C 鋼と比較して剥離数が大幅に減少する傾向が認められる. このことは, 0.8mass%C 鋼と比較して, 1.0mass%C 鋼の硬さの増加は剥離損傷の大幅な減少をもたらすことを示唆している.

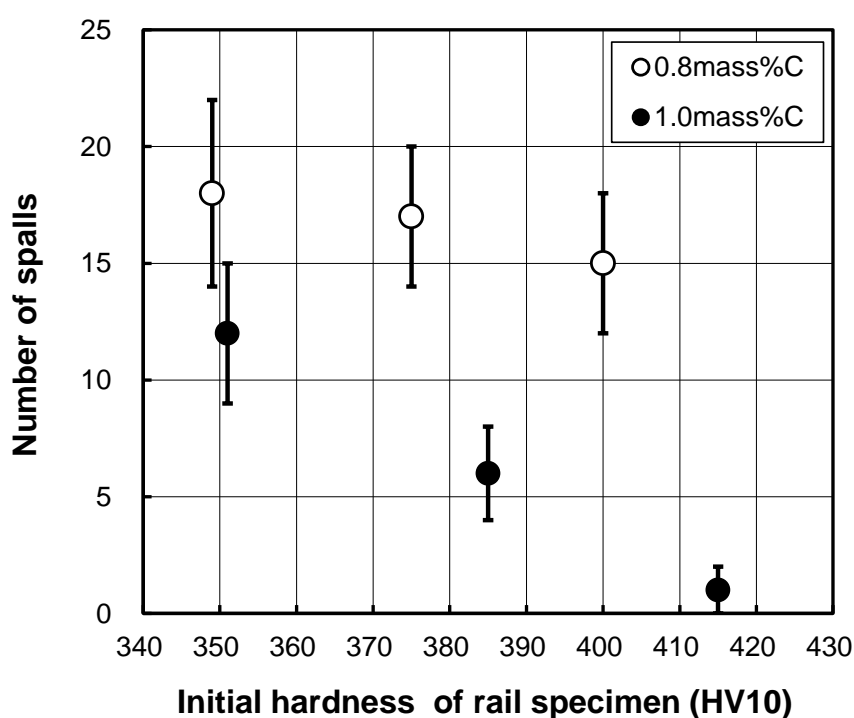


図 4-5 550 x10³ 回繰返し後のレール試験片の初期硬さと
ころがり接触面の剥離数の関係 [2]

4.3.1.2 ころがり接触面直下の断面状態の比較

図 4-6 にそれぞれのレール試験片の G.C.部直下の断面マイクロ組織を示す. いずれの試験片においても, ころがり接触面直下の組織はころがり方向に流れている. すなわち, ころが

り面近傍では塑性流動が認められる. さらに, この塑性流動に沿って多くのき裂が発生し, 伝播している. さらに, 幾つかのき裂は分岐し, ころがり接触面方向に伝播している.

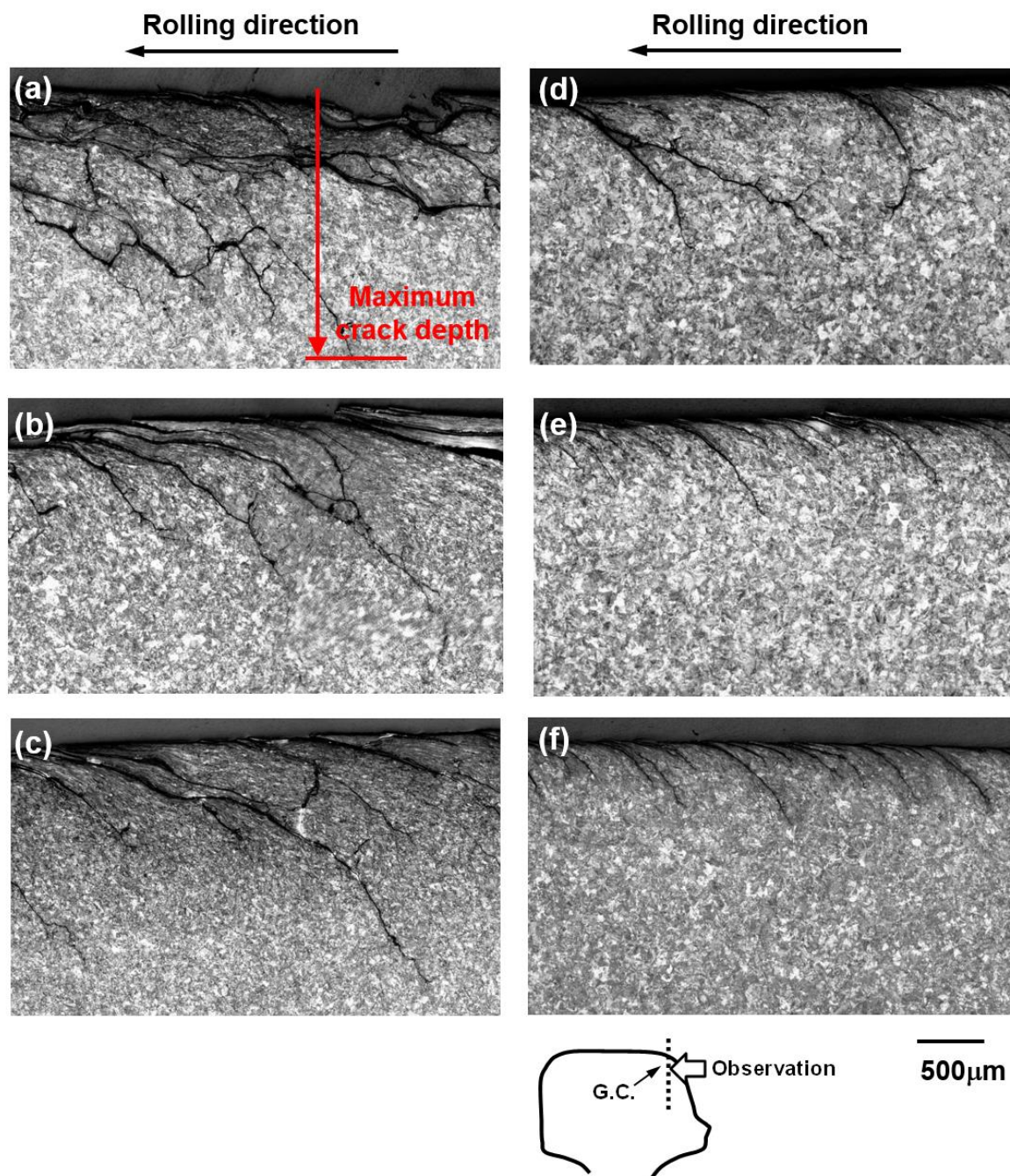


図 4-6 550×10^3 回繰返し後のレール試験片の G.C. 部直下の断面ミクロ組織 [2];
 (a) 0.8mass%C 鋼 350 HV, (b) 0.8mass%C 鋼 375 HV, (c) 0.8mass%C 鋼 400 HV,
 (d) 1.0mass%C 鋼 350 HV, (e) 1.0mass%C 鋼 385 HV, (f) 1.0mass%C 鋼 415 HV.

図 4-7 にレール試験片の初期硬さと最大き裂深さの関係を示す。なお、最大き裂深さは、円弧長 8.0 mm の視野内において、図 4-6 中に示したように、深さが最も深いき裂を測定した。ここでは、それぞれの種類の鋼において、2 つの試験片の 2 視野を調査した。すなわち、それぞれの種類の鋼において、合計 4 視野を調査した。この図には、それぞれの種類の鋼において、最大き裂深さの最大と最小および平均の値が示されている。試験片の炭素量に関係なく、試験片の初期硬さが増加すると最大き裂深さは減少する傾向が認められる。さらに、鋼の炭素量との相関を見ると、同一初期硬さレベルにおいては、炭素量の高い 1.0mass%C 鋼は、0.8mass%C 鋼と比較して最大き裂深さが減少している。

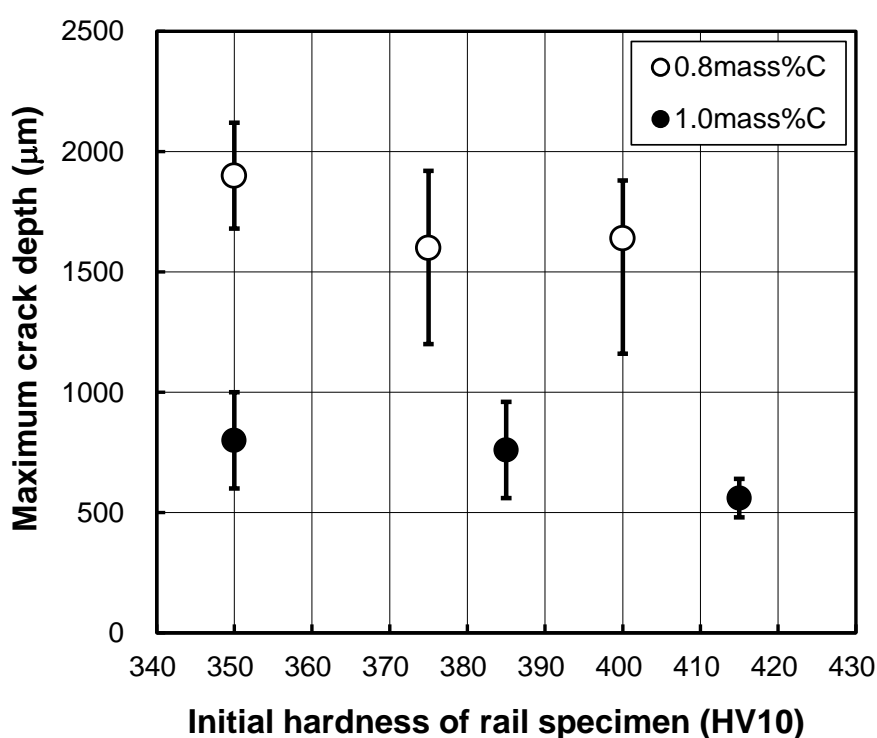


図 4-7 550 x 10³ 回繰返し後のレール試験片の初期硬さと最大き裂深さの関係 [2]

4.3.1.3 摩耗量の比較

図 4-8 にレール試験片の初期硬さと摩耗量の関係を示す。ここで、摩耗量はそれぞれ 1 つの試験片において 1 つの断面形状で評価したものである。図 4.8 にはレール鋼のそれぞれの種類の鋼における 2 つの試験片の測定結果と平均値が示されている。試験片の炭素量に関係なく、摩耗量は試験片の初期硬さと相関が認められ、試験片の初期硬さが増加すると摩耗量は減少している。さらに、同一初期硬さレベルにおいては、炭素量の高い

1.0mass%C 鋼は, 0.8mass%C 鋼と比較して摩耗量が減少している.

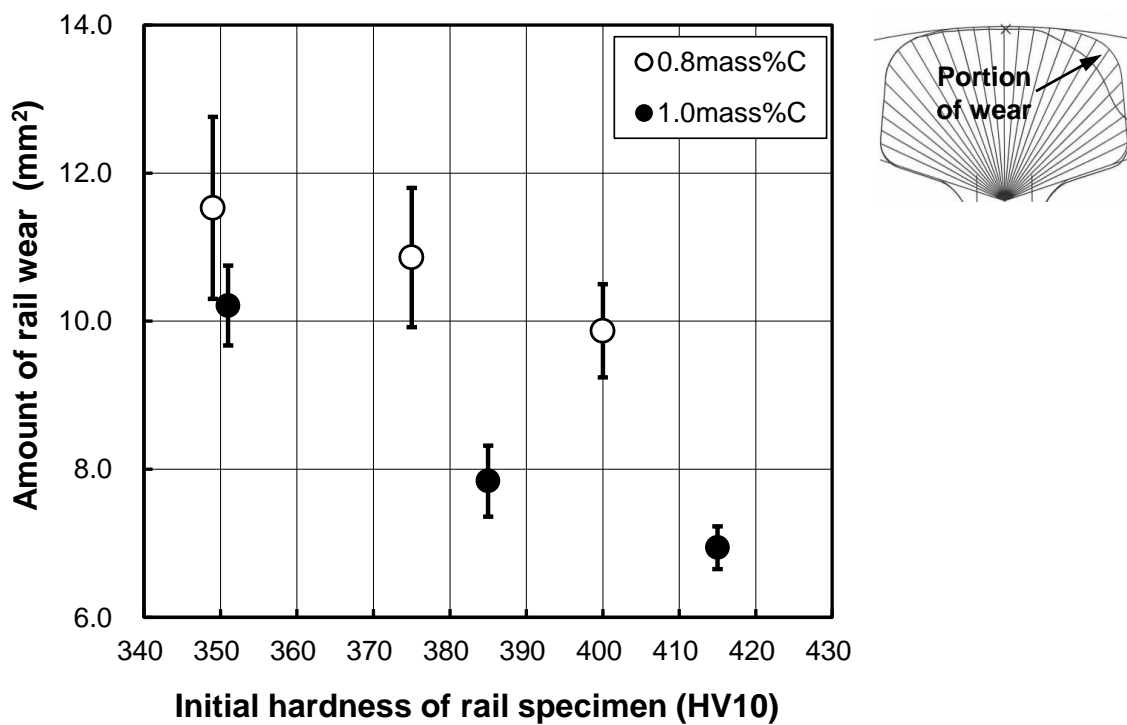


図 4-8 550×10^3 回繰返し後のレール試験片の初期硬さと摩耗量の関係 [2]

4.3.2 ころがり接触疲労損傷の発達に及ぼすころがり接触回数の影響

前項ではパーライト鋼のころがり接触疲労損傷性を評価し、パーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性は炭素量の増加により向上することが明らかとなった。本項では、試験途中のころがり接触面直下の組織変化、き裂の伝播挙動を調査するため、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片、1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片を用いて、水潤滑直後の 320×10^3 回、乾燥と水の繰り返しの潤滑の途中の 420×10^3 回で終える試験を追加し、炭素量の増加に伴う耐ころがり接触疲労損傷性の向上機構を明らかにした。

0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片と 1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片を比較した理由は次の通りである。図 4.5 に示したように、0.8mass%C 鋼と 1.0mass%C 鋼の剥離数の差は試験片の初期硬さの増加と共に増加する。それゆえ、硬さの高い試験片を比較することによって、炭素量の効果がより明確に示せると考えた。さらに、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片と 1.0mass%C 鋼の初期硬さ 385 HV の試験片の剥離数の比較においても、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片と 1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片と同様の大小関係が維持されている。したがって、炭素量の影響を明確にするために、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片と 1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片の結果を比較することが適切であると考えた。

4.3.2.1 断面状態の変化

図 4-9 にそれぞれの繰り返し接触回数のレール試験片の G.C.部直下の代表的な断面マイクロ組織を比較して示す。すべての試験片において、ころがり接触面直下には塑性流動の生成とき裂の発生が認められる。水潤滑直後の 320×10^3 回では、試験片の炭素量に関係なく、小さな塑性流動の生成と小さなき裂の発生が認められる。乾燥と水の繰り返し潤滑途中の 420×10^3 回では、試験片の炭素量に関係なく、水潤滑直後と比較して、塑性流動が発達し、き裂深さも増加する。最終の 550×10^3 回では、0.8mass%C 鋼の塑性流動がさらに発達し、き裂深さも増加する。一方、1.0mass%C 鋼では、0.8mass%C 鋼と比較して塑性流動の発達やき裂深さの増加は小さい。

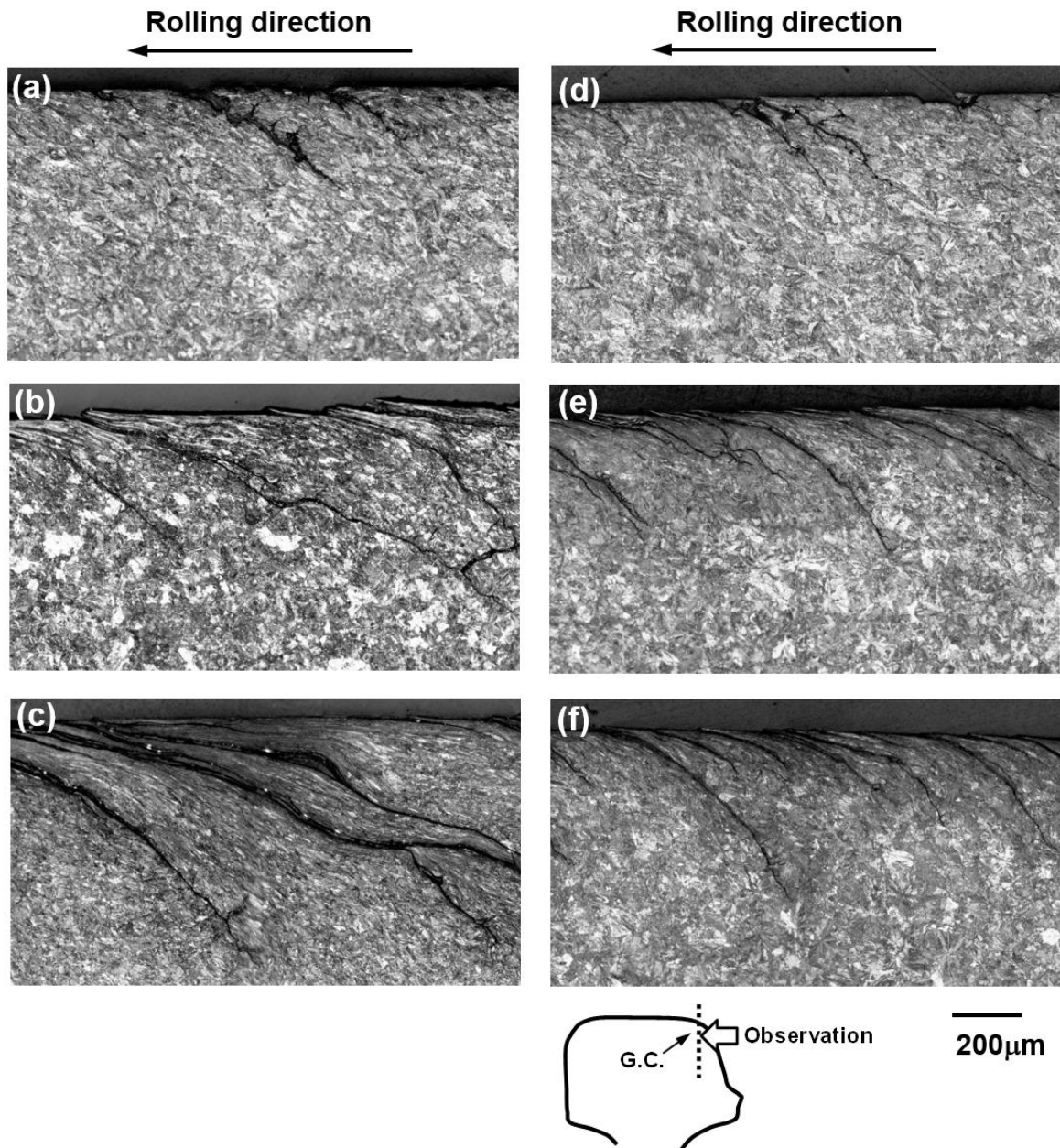


図 4-9 試験後のレール試験片の G.C.部直下の代表的な断面ミクロ組織[2];

- (a) 0.8mass%C 鋼 400 HV (320×10^3 回),
- (b) 0.8mass%C 鋼 400 HV (420×10^3 回),
- (c) 0.8mass%C 鋼 400 HV (550×10^3 回),
- (d) 1.0mass%C 鋼 415 HV (320×10^3 回),
- (e) 1.0mass%C 鋼 415 HV (420×10^3 回),
- (f) 1.0mass%C 鋼 415 HV (550×10^3 回).

4.3.2.2 ころがり接触面の塑性流動の大きさ

図 4-10 に繰り返し接触回数と塑性流動長さの関係を示す。なお、塑性流動長さは Eadie ら[6]の評価方法に従い、図 4-10 中に示したように、塑性流れの勾配が 45° に達する点を塑性流動の始点とし、塑性流動がころがり接触面に達する点を終点と定義し、ころがり方向に沿ってこれらの点の距離を評価した。この図には、それぞれの種類の鋼および繰り返し接触回数において、典型的な 20 個の塑性流動長さの最大と最小および平均の値が示されている。

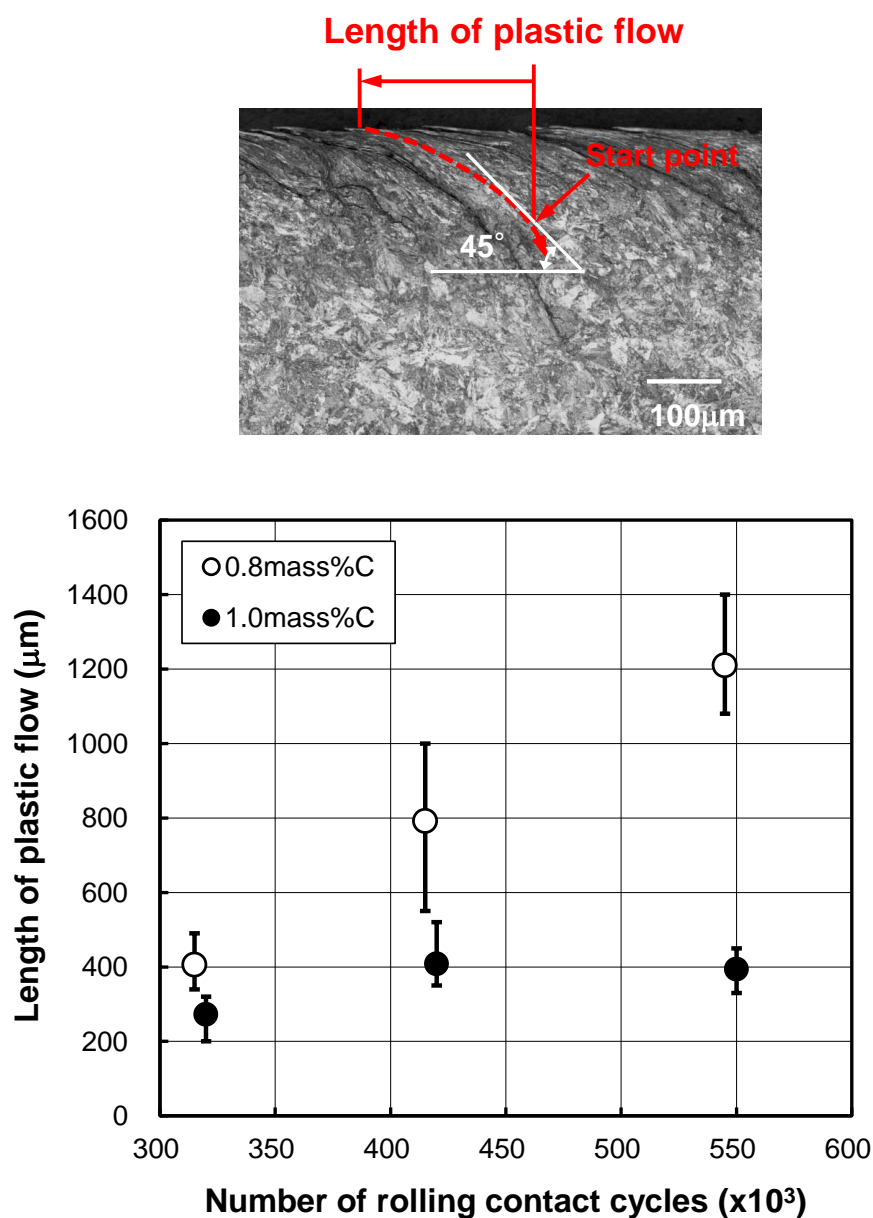


図 4-10 繰り返し接触回数と塑性流動長さの関係[2]

水潤滑直後の 320×10^3 回では、0.8mass%C 鋼と 1.0mass%C 鋼の塑性流動長さには明確な違いは認められない。乾燥と水の繰り返し潤滑途中の 420×10^3 回では、1.0mass%C 鋼と比較して、0.8mass%C 鋼の塑性流動は大きく発達する。最終の 550×10^3 回では、1.0mass%C 鋼の塑性流動長さの変化はほとんど認められないにも関わらず、0.8mass%C 鋼の塑性流動長さはさらに増加する。

4.3.2.3 き裂深さの変化

図 4-11 に繰り返し接触回数と最大き裂深さの関係を示す。なお、最大き裂深さは、円弧長 8.0mm の視野内において、図 4-6 中に示したように深さが最も深いき裂を評価の対象とした。ここで、それぞれの種類の鋼および繰り返し接触回数での観察視野数は 4.3.1.2 項と同様にした。図 4.11 には最大き裂深さの最大と最小および平均の値が示されている。

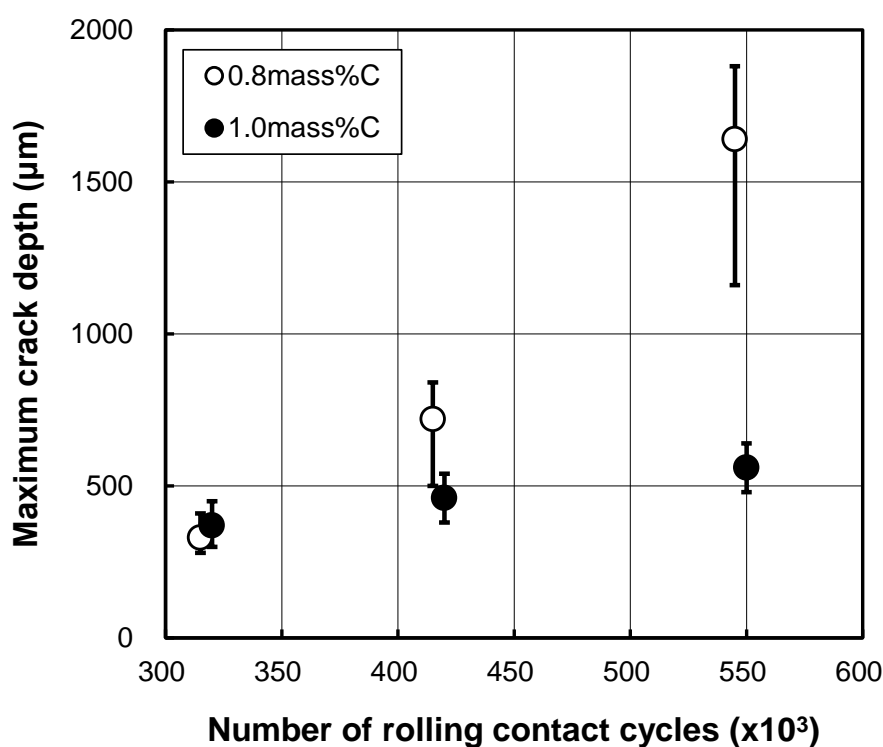


図 4-11 繰り返し接触回数と最大き裂深さの関係 [2]

水潤滑直後の 320×10^3 回では、0.8mass%C 鋼、1.0mass%C 鋼の最大き裂深さには大きな差異は認められない。乾燥と水の繰り返し潤滑途中の 420×10^3 回では、1.0mass%C 鋼と比較して、0.8mass%C 鋼の最大き裂深さが増加する。最終の 550×10^3

10^3 回では, 0.8mass%C 鋼の最大き裂深さはさらに増加する. 一方, 1.0mass%C 鋼の最大き裂深さは 420×10^3 回と比較して大きな増加は認められない. すなわち, 乾燥と水の繰り返し潤滑の $420 \times 10^3 \sim 550 \times 10^3$ 回では, 0.8mass%C 鋼の塑性流動がさらに発達し, き裂深さも増加する. 一方, 1.0mass%C 鋼では, き裂深さ, 塑性流動長さはほとんど変化しない.

4.3.2.4 き裂の傾斜角度の変化

き裂の生成状況を定量化するため, G.C.部直下の断面に生成したき裂の傾斜角度を評価した. なお, 図 4-12 に示すように曲がったき裂の傾斜角度は定義によって異なる. この傾斜角度の定義と角度の違いについては 4.4.2 項で詳しく説明する. 本項では, き裂の傾斜角度は, 図 4-12 に示すように, き裂口とき裂深さ $200 \mu\text{m}$ の点を結ぶ線とところがり接触面のなす角度 (β_{200}) と定義した. き裂深さを $200 \mu\text{m}$ としたのは, 水潤滑直後のき裂の最大深さが約 $300 \mu\text{m}$ であったからである. 繰り返し接触回数とき裂の傾斜角度の関係を図 4-12 に示す. この図では, それぞれの種類鋼および繰り返し接触回数において, 深さ $200 \mu\text{m}$ 以上の典型的な 20 個のき裂を選択し, き裂の傾斜角度を測定した. 試験片の炭素量に関係なく, 水潤滑直後の 320×10^3 回では, き裂の傾斜角度の平均は 37° 前後である. 乾燥と水の繰り返し潤滑途中の 420×10^3 回では, 0.8mass%C 鋼のき裂の傾斜角度の平均は 21° , 1.0mass%C 鋼のき裂の傾斜角度の平均は 30° まで減少する. 最終の 550×10^3 回では, 0.8mass%C 鋼のき裂の傾斜角度の平均は 17° まで減少する. 一方, 1.0mass%C 鋼のき裂の傾斜角度の平均は 31° である. すなわち, 乾燥と水の繰り返し潤滑の $420 \times 10^3 \sim 550 \times 10^3$ 回では, 0.8mass%C 鋼では, 塑性流動がさらに発達し, き裂の傾斜角度は減少するが, 1.0mass%C 鋼では, 塑性流動やき裂傾斜角度はほとんど変化しない.

β_{200} : Crack inclination angle

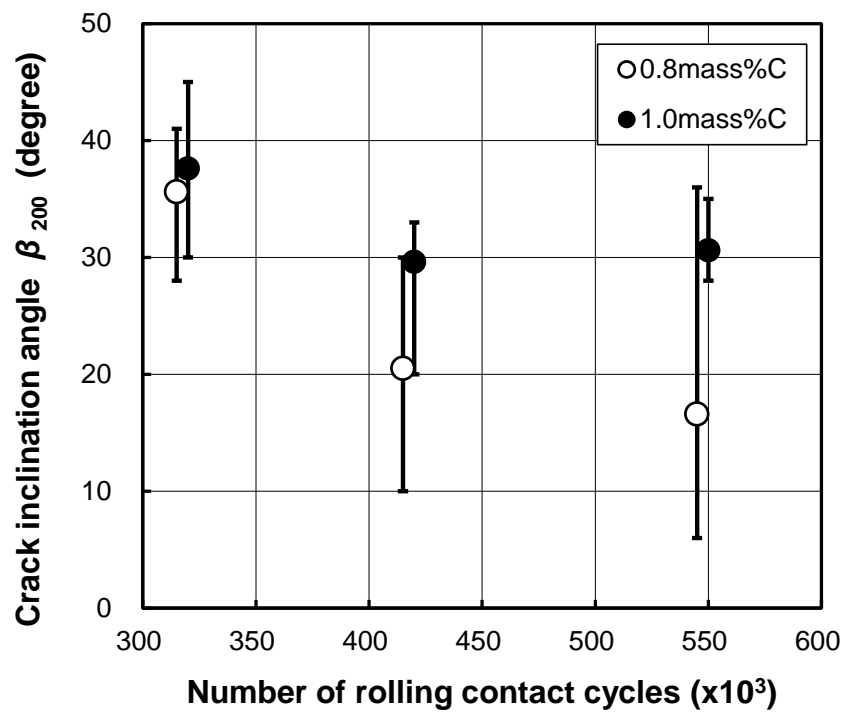
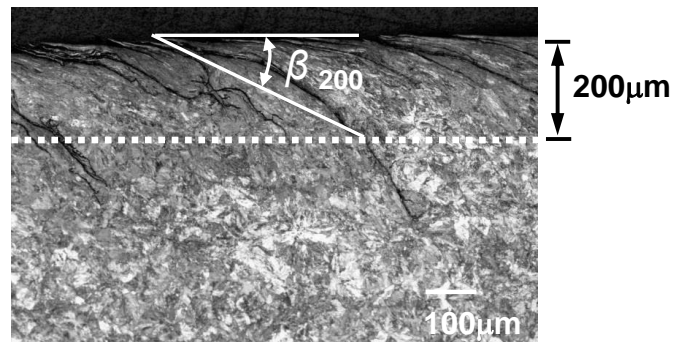
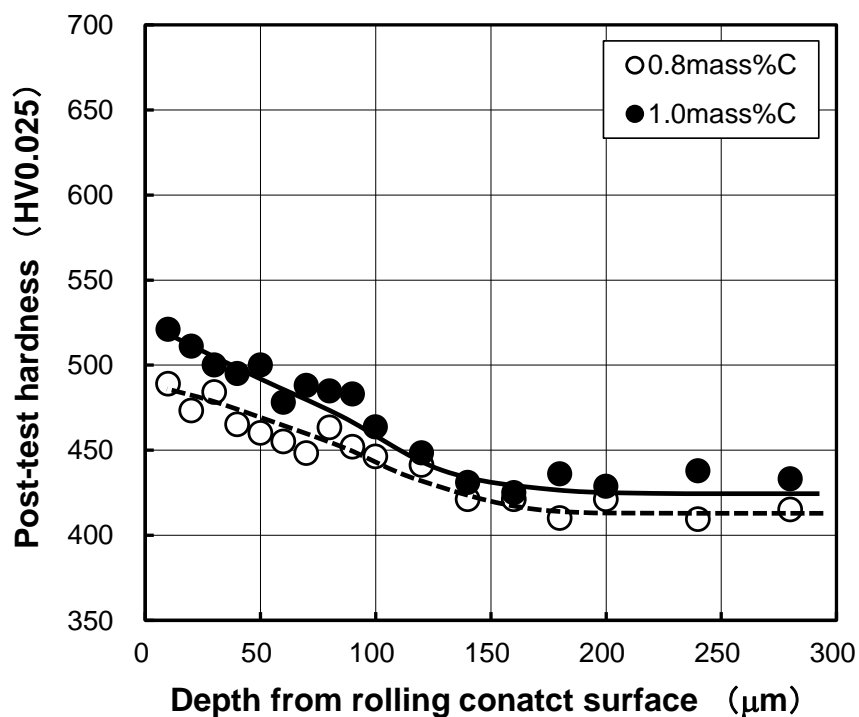


図 4-12 繰返し接触回数とき裂の傾斜角度の関係 [2]

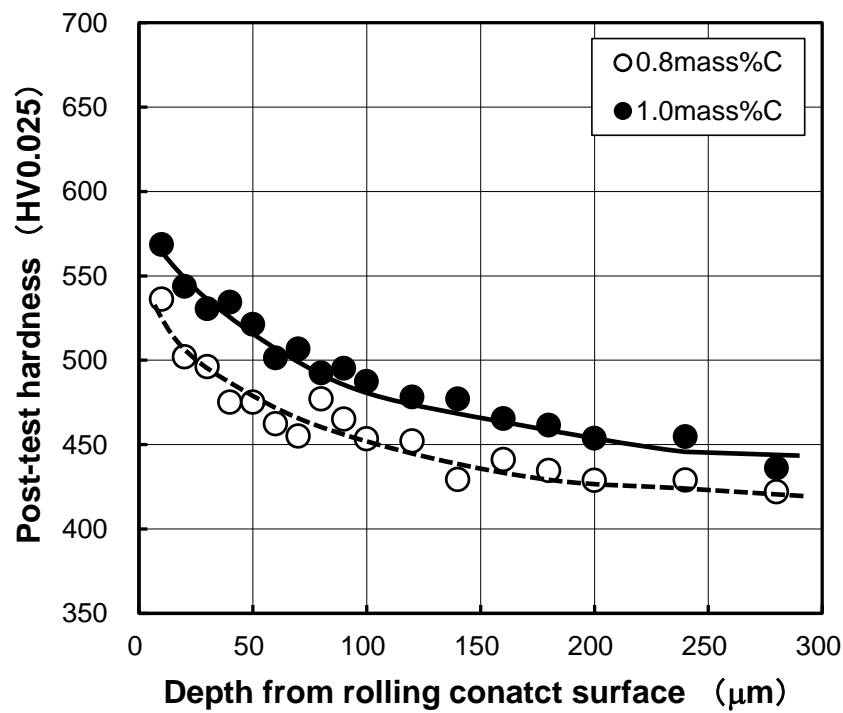
4.3.2.5 断面硬さの変化

図 4-13-1,2 にレール試験片の G.C.部のころがり接触面直下の断面硬さの測定結果を示す。なお、硬さは各深さについて 20 箇所測定した平均値のみを示した。試験片の炭素量に関係なく、繰り返し接触回数が増加するに従ってころがり接触面直下の硬さは増加し、さらに、硬さの増加が認められた領域が深さ方向に広がっている。乾燥と水の繰り返し潤滑の $420 \times 10^3 \sim 550 \times 10^3$ 回においては、繰り返し接触回数が増加するに従ってころがり接触面直下の硬さがより一層増加する。特に、ころがり表面近傍の硬さの増加が著しい。

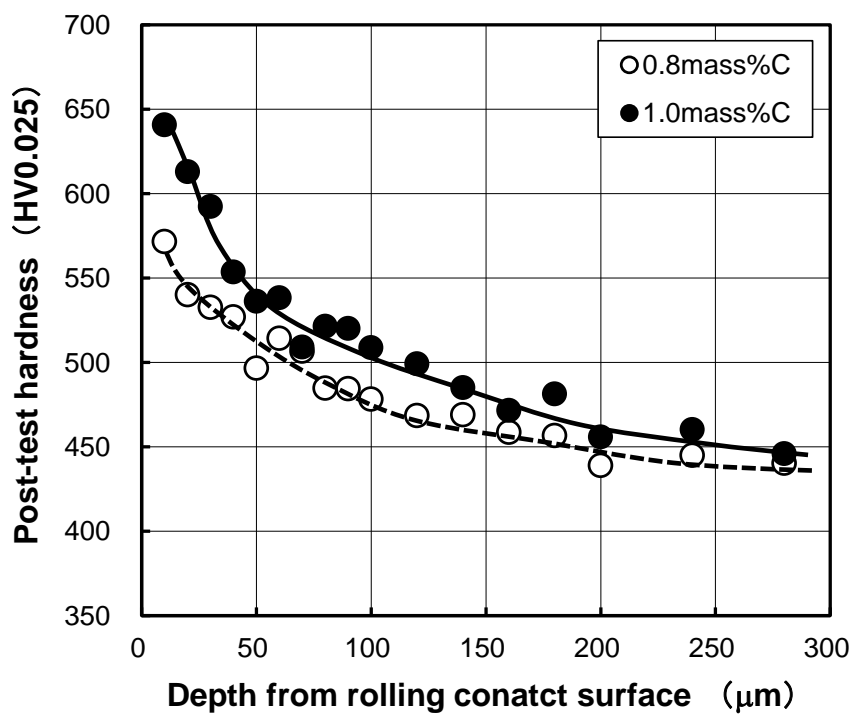


(a) 320×10^3 回

図 4-13-1 レール試験片の G.C.部のころがり接触面直下の断面硬さの測定結果[2]



(b) 420×10^3 回



(c) 550×10^3 回

図 4-13-2 レール試験片の G.C.部のころがり接触面直下の断面硬さの測定結果[2]

図 4-14 に繰り返し接触回数ところがり接触面直下の表層部の硬さおよび硬さの増加率の変化を示す。ここで表層部の硬さは図 4-13-1,2 に示す硬さ分布のころがり表面から 50 μm の深さまでの平均値とした。この深さはころがり接触面直下の金属組織が車輪との接触の影響を最も受けやすいと考えた。硬さの増加率 (*HIR*: Hardness Increase Rate) は式 (4-1) で定義した。

$$HIR(\%) = (PH - IH) / IH \times 100 \quad (4-1)$$

ここで、*PH* (Post-test Hardness) と *IH* (Initial Hardness) はそれぞれ試験後硬さと初期硬さである。

0.8mass%C 鋼および 1.0mass%C 鋼共に、表層部の硬さはころがり接触回数の増加と共にほぼ直線的に増加している。しかしながら、炭素量の高い 1.0mass%C 鋼は、炭素量の低い 0.8mass%C 鋼と比較して硬さの増加率が高い。この結果、両鋼のころがり接触面直下の表層部の硬度差は、試験前の 15 HV から試験終了時には約 50 HV まで拡大している。

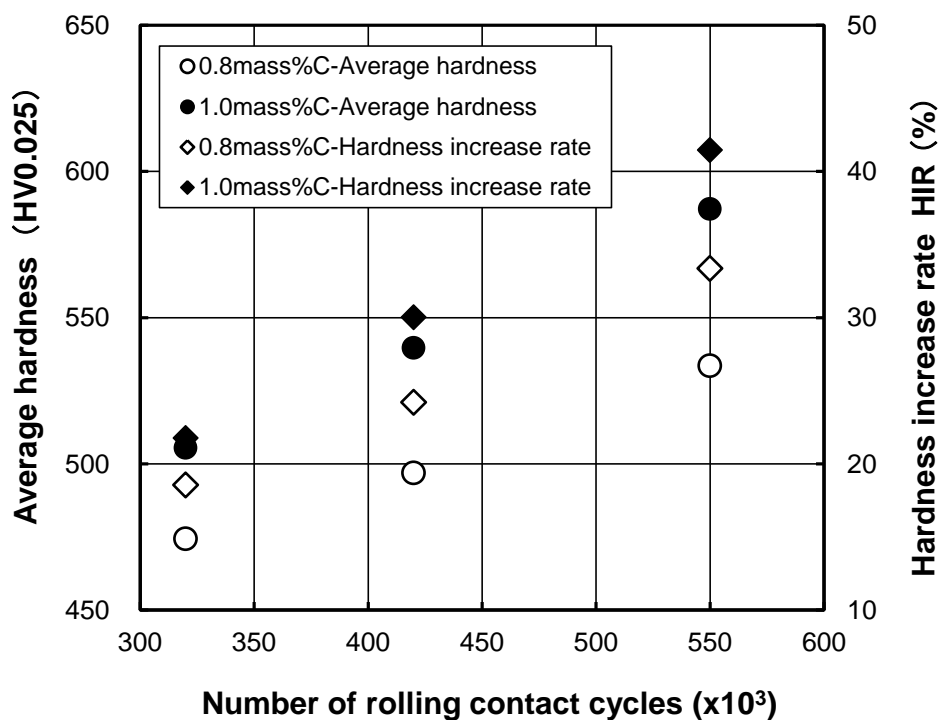


図 4-14 繰り返し接触回数ところがり接触面直下の表層部の硬さ
および硬さの増加率の変化 [2]

4.4 考察

図 4-9 に示したように、水潤滑直後の 320×10^3 回では、ころがり接触面直下には微少な塑性流動の生成とき裂の発生が認められた。しかしながら、0.8mass%C 鋼と 1.0mass%C 鋼のレール試験片のころがり接触面直下の塑性流動の大きさには優位差は認められなかった。また、その後の乾燥と水の繰り返し潤滑においては、0.8mass%C 鋼と 1.0mass%C 鋼共に塑性流動の発達とき裂の伝播が認められた。0.8mass%C 鋼と比較すると、1.0mass%C 鋼は塑性流動の発達、き裂の伝播が少なかった。さらに、図 4-4、図 4-6 に示したように、0.8mass%C 鋼と比較して、1.0mass%C 鋼はころがり接触面の剥離の生成が減少し、G.C.部直下のき裂深さが減少していた。

本節では、乾燥と水の繰り返し潤滑において、パーライト鋼の高炭素化により耐ころがり接触疲労損傷性が大きく向上した要因について、ころがり接触面直下の塑性流動の発達やき裂の傾斜角度の変化に着目して考察する。ここでは、0.8mass%C 鋼の初期硬さ 400 HV の試験片、1.0mass%C 鋼の初期硬さ 415 HV の試験片の結果について議論する。

4.4.1 ころがり接触面直下の塑性流動に及ぼす炭素量の影響

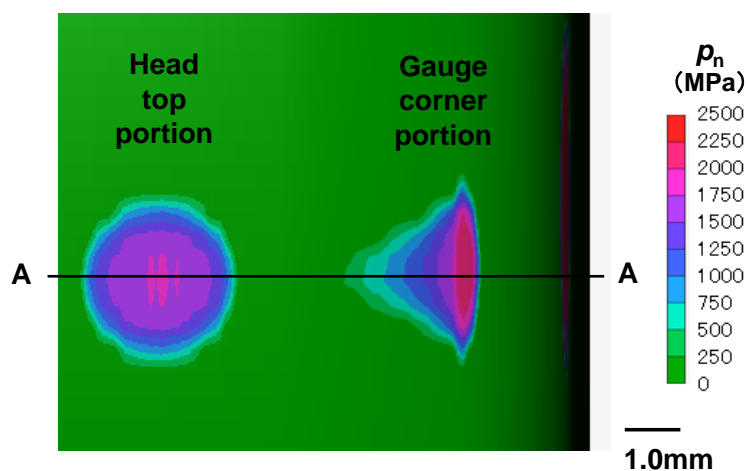
図 4-6、4-9 に示したように、き裂は塑性流動部から発生し、塑性流動に沿って伝播することが佐藤らによって報告[7]されている。したがって、塑性流動の発達とき裂の発生や伝播には相関があると考えられる。本項では、ころがり接触疲労損傷特性に及ぼす炭素量の影響を明らかにするため、FEM によるころがり接触面の応力解析を行い、接触力学の観点から、レール試験片の炭素量ところがり接触面直下の塑性流動の発達の関係について考察する。

塑性流動はころがり接触面に作用する接線力が大きく影響すると考えられ、接線力係数、ヘルツの最大接触圧力、鋼のせん断降伏強度の関係から算定、分類されるシェークダウンマップとして整理されている[8]。シェークダウン限界を超えるころがりすべり接触条件では、ころがり接触面直下の塑性流動は発達する。ここでは、シェークダウン理論に基づき、1.0mass%C 鋼と 0.8mass%C 鋼の塑性流動の差異を考察する。

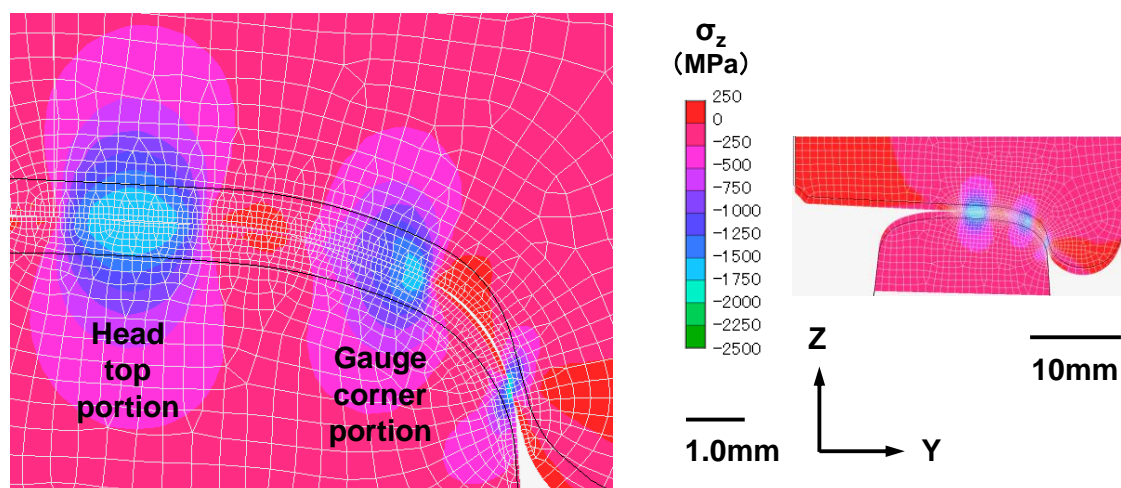
はじめに、初期接触状態におけるレール試験片と車輪試験片の接触応力を計算した。計算には FEM(MARC, Ver.2017.1.0)を使用した。円周方向に中心角 30° の領域において、レールと車輪の接触をモデル化した。計算は弾性解析とし、レール材、車輪材のヤング率

は 206 GPa, ポアソン比は 0.3 とした. また, 外力条件は表 4-2 に示した試験条件と同一とし, 接触面の摩擦係数は 0.2 とした.

図 4-15 に FEM 計算結果を示す. レール試験片と車輪試験片はレール試験片の G.C. 部と頭頂部で主に接触しており, 頭頂部と比較して G.C. 部の接触圧力が高い. レール試験片において剥離が発生した G.C. 部の最大接触圧力 (p_n) は 2000 MPa に達している.



(a) レール試験片表面の接触圧力 (p_n) の分布



(b) A-A 断面での Z 方向応力 (σ_z) の分布

図 4-15 初期接触状態における車輪試験片との接触による
レール試験片の接触圧力および断面応力分布[2]

次に、初期接触状態および乾燥と水の繰り返し接触後のころがり接触面直下のせん断降伏強度 (k) を推定する。まず、硬さから引張強度 (σ_{TS}) および降伏強度 (σ_{YP}) を算出し、次に、降伏強度からせん断降伏強度 (k) を推定する。

初期接触状態における硬さは、0.8mass%C 鋼では 400 HV、1.0mass%C 鋼では 415 HV であった。乾燥と水の繰り返し潤滑後のころがり接触面直下の表層部の硬さは、図 4-14 に示した繰り返し接触回数 420×10^3 回の結果から、0.8mass%C 鋼では 497 HV、1.0mass%C 鋼では 540 HV であった。これらの硬さを用いて、まず引張強度 (σ_{TS}) を下記の式 (4-2) から推定する。

$$\sigma_{TS} = 9.8 \times HV/3 \quad (4-2)$$

ここで、 σ_{TS} の単位は MPa である。降伏強度 (σ_{YP}) は下記の式 (4-3) から推定した。

$$\sigma_{YP} = A \times \sigma_{TS} \quad (4-3)$$

ここで、 A は降伏比である。さらに、降伏強度 (σ_{YP}) からころがり接触面直下のせん断降伏強度 (k) を下記の式 (4-4) に示す最大せん断ひずみエネルギー条件 (ミーゼス) から推定した。

$$k = \sigma_{YP}/\sqrt{3} \quad (4-4)$$

硬さを推定した A 、 σ_{YP} 、 k 、 p_0 の値とそれぞれの試験片の p_0/k の値を表 4-3 に示す。ここで、 A の値はパーライト鋼の引張試験の結果[9]から 0.68 と 0.90 に設定した。0.68 は引張強度 1250 MPa のパーライト鋼、0.90 は引張強度 1400～1600 MPa の冷間圧延パーライト鋼の値である。なお、初期接触状態におけるせん断降伏強度 (k) の算定においては、 A の値はパーライト鋼の 0.68 に設定した。 p_0 はヘルツの最大接触圧力である。本研究では FEM で計算された p_n (最大接触圧力) の値を p_0 の値として使用した。

表 4-3 FEM 計算の最大接触圧力と初期硬さおよび繰り返し接触回数 420×10^3 回の
ころがり接触面直下の表層部の硬さから推定された降伏せん断強度の関係[2]

Specimen	Hardness (HV10)	A	σ_{YP} (MPa)	k (MPa)	p_0 (MPa)	p_0/k
0.8mass%C	400	0.68	889	513	2000	3.90
	497	0.68	1104	637		
		0.90	1461	844		
1.0mass%C	415	0.68	922	532	2000	3.76
	540	0.68	1200	693		
		0.90	1588	917		

初期接触状態における 0.8mass%C 鋼の p_0/k 値は 3.90, 1.0mass%C 鋼の p_0/k 値は 3.75 であった. シェークダウン理論に基づくと, p_0/k 値と接触面の摩擦係数は, 繰り返し接触状態における素材の応答を評価する重要な要素である. 所定のシェークダウン限界値よりも高い p_0/k 値においては, ころがりすべり接触する表層部では塑性流動が発達する可能性が高くなる. さらに, 繰り返しのころがり接触による歪硬化によりシェークダウン限界値は増加する[10]. このシェークダウン限界値の増加は, 応力条件が変化しない場合, 塑性流動の発達を抑制する効果があると考えられている.

ここで, 表 4-3 と図 4-10 を比較すると, 繰り返し接触回数 320×10^3 回までの試験初期では, 1.0mass%C 鋼の p_0/k 値は 0.8mass%C 鋼と比較して若干小さいものの, 両鋼とも表層部には顕著な塑性流動の発達が認められる. したがって, この試験の初期接触状態では, ころがりすべり接触する両鋼の表層部はシェークダウン限界を超えていたと考えられる.

一方, 繰り返し接触回数が 420×10^3 回まで増加すると, 表 4-3 に示すように両鋼の k 値は歪硬化により増加する. また, 図 4-10 の結果では, 1.0mass%C 鋼より k 値が小さい 0.8mass%C 鋼は, 乾燥と水の繰り返し潤滑において表層部で塑性流動が発達する傾向が高いことを示している. 接線力係数が未定であるため, シェークダウン理論に基づいてこの状況における材料の応答を定量的に議論することは困難であるが, これらの結果は, 鋼の炭素量の増加に伴う k 値の約 9%の増加でさえ, 繰り返し接触下での塑性変形の挙動に大きな違いを引き起こすことを示唆している.

4.4.2 ころがり接触面直下のき裂伝播に及ぼす炭素量の影響

潤滑下でのころがりすべり接触におけるき裂の伝播機構については、破壊力学のアプローチに基づいて多くの研究者によって議論されてきた（例えば、Keer ら[11]，兼田ら[12,13]，Bower ら[14]，赤間ら[15]）．彼らはき裂への流体の浸透による水圧がき裂先端近傍の応力集中を規定する応力拡大係数の変化に重要な役割を果たすことを示した．さらに，Tyfour ら[4]および兼田ら[5]は，二円筒式の試験機を使用した実験の結果から，乾燥状態後の水潤滑状態または頻繁な乾燥および水潤滑の繰り返しがき裂の伝播挙動に強く影響することを示した．本項では，ころがり接触疲労損傷特性に及ぼす炭素量の影響を明らかにするため，破壊力学の観点から，レール試験片の炭素量ところがり接触面直下のき裂の伝播挙動の関係について考察する．

図 4-16 水潤滑下でのころがりすべり接触における表面き裂のモデルを模式的に示す．このモデルでは，表面接線力 $q(x)$ をともなったヘルツ接触圧力 $p(x)$ が，表面に対する傾斜角度 β のき裂を含む弾性半無限体上を x 方向に移動すると仮定している．この図の a と c はそれぞれ接触半幅とき裂長さである．レール試験片の G.C.部では表面接線力 $q(x)$ は荷重の動きと反対方向に作用する．

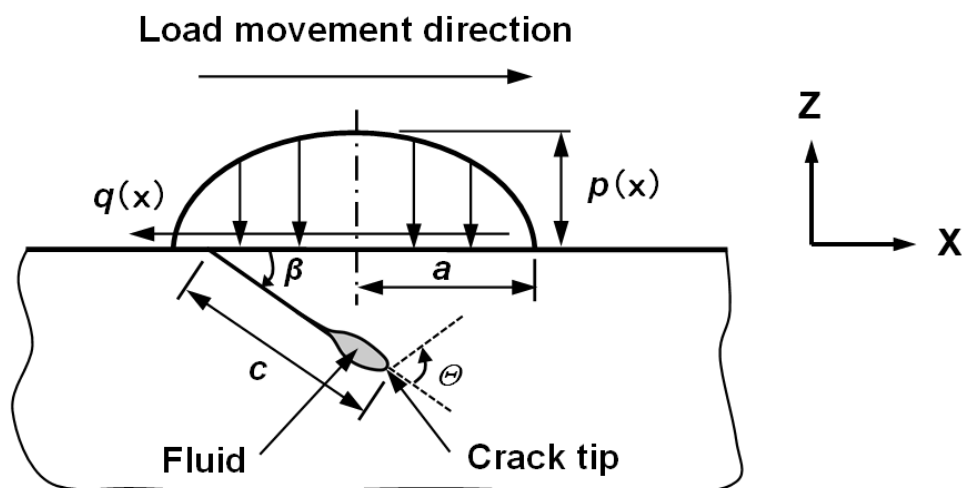


図 4-16 水潤滑下でのころがりすべり接触における表面き裂モデルの概略[2]

上記のモデルに基づいて，各パラメータを本実験の結果を用いて設定する．図 4-15 に示したように G.C.のころがり方向の接触弧長 ($2a$) は約 3.6 mm であった．

ここで，本研究で観察されたき裂は，図 4-16 に示すような完全な直線形状ではなく，上

に凸の曲線を形成していたため、き裂の傾斜角度 (β) を詳細に調べた。図 4-17 に繰り返し接触回数 420×10^3 回における G.C. 部直下の典型的な断面マイクロ組織を示す。繰り返し接触回数 420×10^3 回は、乾燥と水の繰り返し潤滑において、鋼の炭素量の違いによってき裂の伝播挙動が異なる傾向を示した条件である。典型的なき裂の長さ (c) は、0.8mass%C 鋼では 0.88 および 1.40 mm (880 および 1400 μm)、1.0mass%C 鋼では 0.52 および 0.72 mm (520 および 720 μm) である。

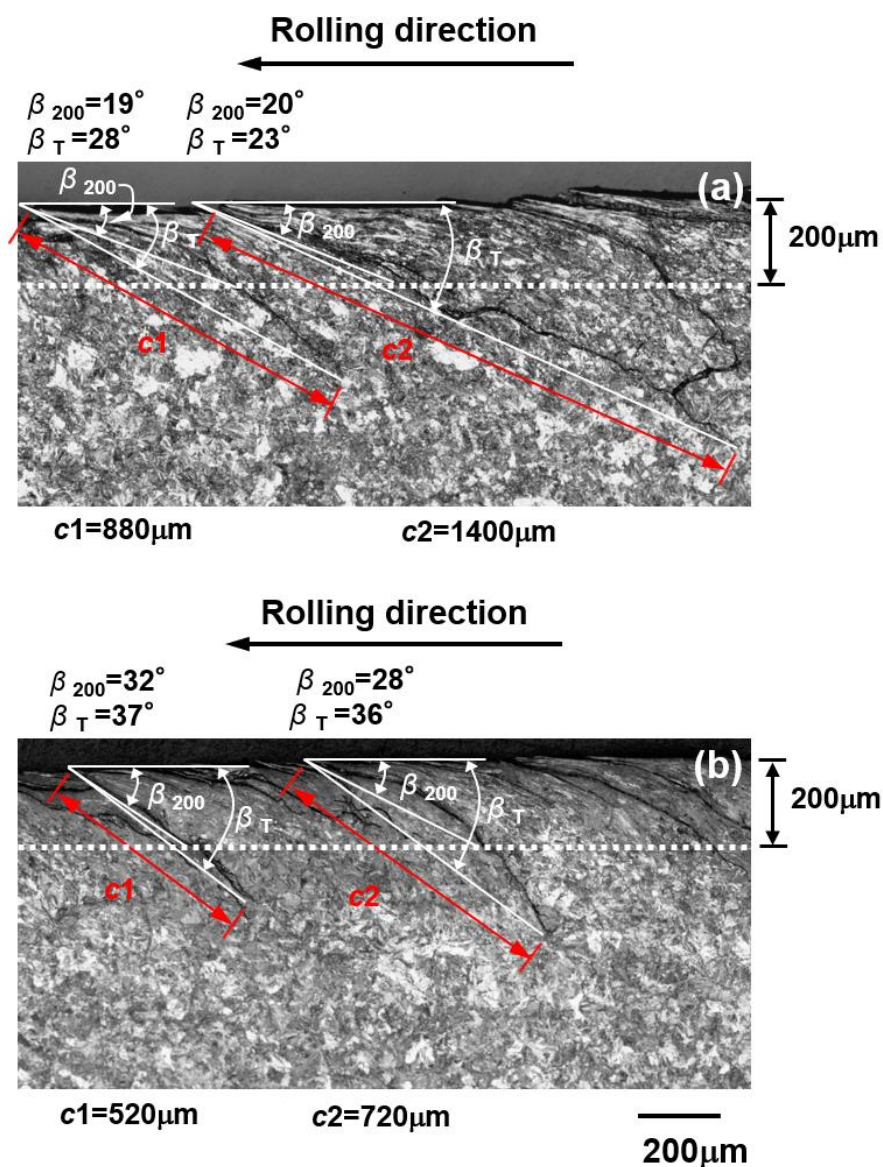


図 4-17 繰り返し接触回数 420×10^3 回後の G.C. 部直下の典型的な断面マイクロ組織 [2];
(a) 0.8mass%C 鋼, (b) 1.0mass%C 鋼

き裂の長さとは対照的にき裂の傾斜角度は測定方法によって異なる。上記に示したき裂長さを測定したき裂について、き裂口とき裂先端を結ぶ線とところがり接触面の傾斜角度 (β_T) を測定すると、0.8mass%C 鋼の傾斜角度は 23°および 28°、1.0mass%C 鋼の傾斜角度は 37°および 36°である。一方、図 4-12 で定義したように、き裂口とき裂深さ 200 μm の点を結ぶ線とところがり接触面の傾斜角度 (β_{200}) を測定すると、0.8mass%C 鋼は 19°および 20°、1.0mass%C 鋼は 28°および 32°である。き裂の測定深さが深くなるに従ってき裂の傾斜角度は明らかに大きくなる傾向であるが、測定方法に関係なく鋼の炭素量によってき裂の傾斜角度が異なっており、0.8mass%C 鋼は 1.0mass%C 鋼よりもき裂の傾斜角度が小さい。

傾斜角度を測定したき裂より、き裂の先端の応力集中に影響する c/a の値を算定すると、0.8mass%C 鋼では 0.48 および 0.78、1.0mass%C 鋼では 0.29 および 0.40 である。

本実験のモデル化されたき裂の伝播挙動に対するき裂内部に侵入した水の影響は、流体閉じ込め機構に基づいた参考文献の応力拡大係数 (SIF: Stress Intensity Factor) の解析結果を用いて推定する。表 4-4 にモデル化されたき裂の伝播状況とこれまでの SIF の解析結果を整理して示す。表中の SIF の値はヘルツ圧力分布が表面上を移動する際の最大値である。

表 4-4 モデル化されたき裂の c/a と β の値および Bower ら [14] と赤間ら [15] によって解析された KI, KII に対する影響 [2]

Results			c/a	β (°)	$K\text{ I}/(p_0\sqrt{a})$	$K\text{ II}/(p_0\sqrt{a})$
				$\beta_{200}, \beta_{\text{T}}$ (°)		
Present	0.8mass%C	Crack-1	0.48	19, 28	—	—
	steel	Crack-2	0.78	20, 23	—	—
	1.0mass%C	Crack-1	0.29	32, 37	—	—
	steel	Crack-2	0.40	28, 36	—	—
Bower [14]			0.50	25	0.16	0.14
Akama [15]			0.50	50	0.11	0.18
				25	0.18	0.12
				12.5	0.30	0.07

Bower ら[14]のモデルでは、き裂開口部の頂上近傍にヘルツ型接触圧力が作用すると、き裂先端では開口型の KI 値、せん断型の KII 値共に増加し、特に KI 値が大きく増加する

ことが報告されている。また、赤間ら[15], Dallago ら[16]のモデルでは、き裂の傾斜角度 (β) が小さくなると、KI 値が大きく増加することが報告されており、特に、Akama らのモデルでは、き裂の傾斜角度 (β) が 25° 以下まで小さくなると KI 値が大幅に増加することが示されている。さらに、き裂が発生する場合の SIF の閾値は、Makino らのパーライト組織を呈した車輪材の解析によると、KI th 値は KII th 値よりも小さいことが報告されており[17], き裂先端の KI 値の増加はき裂の伝播を促進していると推定される。

なお、き裂の傾斜角度は、ころがり接触面の摩耗の影響を受けると考えられる。図 4-8 に示したように、0.8mass%C 鋼は 1.0mass%C 鋼と比較して摩耗量が大きい。仮に 0.8mass%C 鋼の摩耗量が減少した場合、き裂の傾斜角度はさらに減少し、き裂先端の KI 値が増加し、き裂の伝播を促進する可能性がある。

これらの結果から、炭素量が低く、き裂の傾斜角度の小さい 0.8mass%C 鋼では、き裂内部への水の浸入により、き裂先端での KI 値の増加が顕著となり、き裂の伝播が促進され易い状態にあると推定される。一方、0.8mass%C 鋼と比較して、炭素量が高く、き裂の傾斜角度の大きい 1.0mass%C 鋼では、き裂の伝播が促進され難い状態にあると推定される。

4.4.3 炭素量の異なるパーライト鋼のスポーリングの発生機構

これまでの考察に基づき、レール試験片の G.C.部のころがり接触面直下の組織変化，き裂伝播挙動およびスポーリング発生について模式的に図 4-18 に示す。

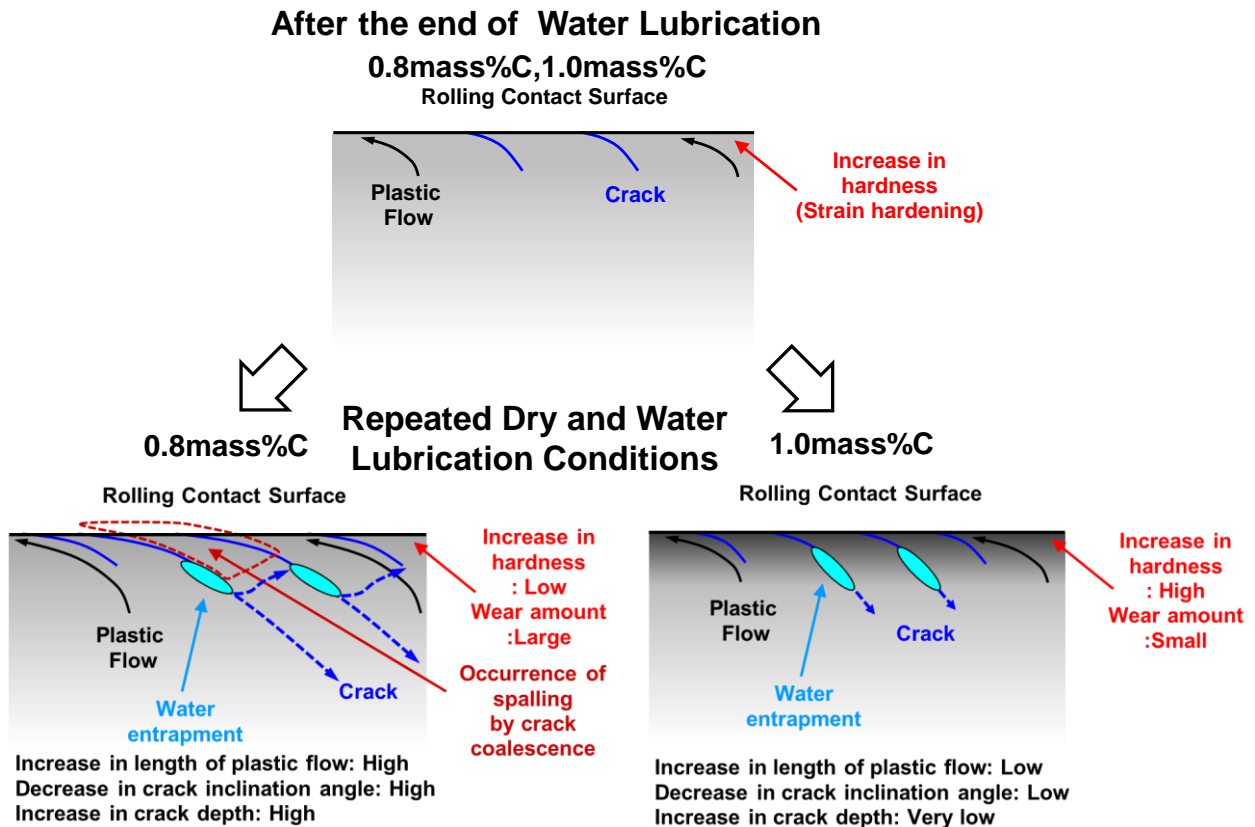


図 4-18 レール試験片の G.C.部直下でのころがり接触面直下の組織変化，き裂伝播挙動およびスポーリング発生の様式図[2]

水潤滑直後では、1.0mass%C 鋼，0.8mass%C 鋼共に，ころがり接触面直下には塑性流動が生成，微小なき裂が発生しており，塑性流動の挙動やき裂深さには大きな差異は認められなかった。

しかし，その後の乾燥と水の繰り返し潤滑では，ころがり接触面の摩擦係数が増加し，G.C.部のころがり接触面直下には塑性流動が発達した。1.0mass%C 鋼と比較して，硬さの増加率の低い 0.8mass%C 鋼はころがり接触面直下の硬さが低く，せん断降伏強度 (k) が低い。このため，ころがり接触面直下の表層部がシェークダウン限界を超える可能性が高く，塑性流動が発達し易いと考えられる。一方，1.0mass%C 鋼は，硬さの増加率の上昇

により、ころがり接触面直下の硬さが高く、せん断降伏強度 (k) が高い。このため、**1.0mass%C** 鋼はころがり接触面直下の表層部がシェークダウン限界を超える可能性が低く、塑性流動の発達が抑制されると考えられる。なお、図 4-8 に示したように、**1.0mass%C** 鋼と比較して **0.8mass%C** 鋼の摩耗量が多い。この摩耗量の増加は硬さの増加率を減少させ、結果的に **0.8mass%C** 鋼のせん断降伏強度 (k) の上昇を抑制させる可能性がある。

この塑性流動の発達にともない、水潤滑やその後の乾燥と水の繰り返し潤滑で発生した微小なき裂は塑性流動に沿って傾く。この中で、塑性流動の発達が大きい **0.8mass%C** 鋼ではき裂の傾斜角度は減少し易く、**1.0mass%C** 鋼ではき裂の傾斜角度は減少し難いと考えられる。その結果、水潤滑において、き裂内部に水が浸入した場合、**1.0mass%C** 鋼と比較して、**0.8mass%C** 鋼はき裂の傾斜角度が小さいため、き裂の開口に寄与する K_I 値が増加し、き裂の伝播が促進され、摩耗量が多いにも関わらず、き裂深さが増加すると考えられる。

引張モードによるき裂成長方向は、き裂先端周りの垂直応力場の強さに影響を与える SIF である $K_{\sigma}(\theta)$ を使用して予測できる。 $K_{\sigma}(\theta)$ は式 (4-5) ように定義される[18]。

$$K_{\sigma}(\theta) = \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[K_I \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) - \frac{3}{2} K_{II} \sin(\theta) \right] \quad (4-5)$$

ここで、 θ は図 4-16 に示すようにき裂の線からの角度である。Dallago ら[16]の解析結果によると、き裂内部への水の浸入により、き裂先端周りの $K_{\sigma}\theta$ 値が増加し、き裂先端から上面側、すなわち、ころがり接触面に向かう方向で $K_{\sigma}\theta$ 値が最大値を取ることが示されている。また、Ancellotti ら[19]、Makino ら[17]の解析結果によると、き裂長さが長い場合 ($c/a=4.0$)、き裂内部の水圧が小さい状態においても、ころがり接触面に向かう方向で $K_{\sigma}\theta$ 値が最大値を取ることが示されている。 SIF の閾値である K_{Ith} 値は K_{IIth} 値よりも小さいことから[17]、き裂はころがり接触面に向かって分岐する可能性がある。したがって、**1.0mass%C** 鋼と比較して、き裂が深く伝播し、き裂長さが増加する **0.8mass%C** 鋼は、ころがり接触面方向にき裂が分岐し易く、周囲のき裂と連結することによりころがり接触面の剥離、すなわち、スポーリングの発生を促進させた可能性がある。

上記に示した機構により、炭素量の高い **1.0mass%C** 鋼は、炭素量の低い **0.8mass%C** 鋼と比較して、耐ころがり接触疲労損傷性が大きく向上したと推定される。

4.5 結論

炭素量や初期硬さを変化させたパーライト鋼 (0.9, 1.0 mass%C, 350~415 HV) を用いて、レールと車輪のころがり接触を模擬した二円筒式の試験機により、耐ころがり接触疲労損傷性を評価した。次の結論が導き出された。

- (1) 初期硬さが同一レベルにおいて、パーライト鋼の炭素量が増加すると、ころがり接触面の剥離数が減少し、ころがり接触面直下のき裂の伝播が抑制される。
- (2) パーライト鋼の炭素量が増加すると、ころがり接触面直下の硬さが増加し、塑性流動の発達が抑制される。
- (3) ころがり接触面直下のき裂の傾斜角度は塑性流動の発達と相関がある。すなわち、炭素量の高いパーライト鋼は炭素量の低いパーライト鋼よりもき裂の傾斜角度が大きい。
- (4) き裂の傾斜角度の減少は、き裂内部への水の浸透により、き裂先端の応力集中を増加させる可能性があり、炭素量が高く、き裂の傾斜角度の大きいパーライト鋼は、炭素量が低く、き裂の傾斜角度の小さいパーライト鋼と比較してき裂の伝播が抑制される。その結果、耐ころがり接触疲労損傷性が向上する。

第 4 章の参考文献

- [1] O'Donnelly B. E., Reuben R. L., Baker T. N., Quantitative assessment of strengthening parameters in ferrite-pearlite steels from microstructural measurements, *Metals Technology*, Vol. 11, February, (1984) 45-51.
- [2] Ueda M., Matsuda K., Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels, *Wear* 444-445, (2020) 203120.
- [3] Heathcote H. L., The ball bearing: in the making, under test and on service, *Proceedings of the Institution of Automobile Engineers*, 15 (1920) 569-702.
- [4] Tyfour W.R., Beynon J.H., Kapoor A., Deterioration of rolling contact fatigue life of pearlitic rail steel due to dry-wet rolling-sliding line contact, *Wear* 197, (1996) 255-265.
- [5] Kaneta M., Matsuda, K., Murakami K., Nishikawa H., A Possible Mechanism for Rail Dark Spot Defects, *J. Tribol*, 120 (1998) 304-309.
- [6] Eadie D. T., Elvidge D., Oldknow K., Stock R., Pointner P., Kalousek J., Klauser P., The effects of top of rail friction modifier on wear and rolling contact fatigue: Full-scale rail-wheel test rig evaluation, analysis and modelling, *Wear* 265, (2008) 1222-1230.
- [7] Sato M., Anderson P. M., Rigney D. A., Rolling-sliding behavior of rail steels, *Wear* 162-164, (1993) 159-172.
- [8] Johnson K. L., *Contact mechanics*, Cambridge University Press, (1985).
- [9] Liu Y., Yang C. D., Liu M., Wang C. H., Dai Y. C., Li X., Russell A. M., Zhang C. X., Zhang Z. H., Cao G. H., Effects of microstructure and crystallography on mechanical properties of cold-rolled SAE1078 pearlitic steel, *Materials Science & Engineering, A* 709, (2018) 115-124.
- [10] Jones C. P., Tyfour W. R., Beynon J. H., Kapoor A., The effect of strain hardening on shakedown limits of a pearlitic rail steel, In *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, Vol. 211, (1997) 131-140.

- [11] Keer L. M. and Bryant, M. D., A pitting model for rolling contact fatigue, ASME Journal of Lubrication Technology, Vol. 105, (1983) 198-205.
- [12] Kaneta M., Murakami Y., Effects of oil hydraulic pressure on surface crack growth in rolling/sliding contact, Tribology International, Vol. 20, No. 4, (1987) 210-217.
- [13] Kaneta M., Murakami Y., Propagation of semi-elliptical surface cracks in lubricated rolling/sliding elliptical contacts, ASME Journal of Tribology, Vol. 113, (1991) 270-275.
- [14] Bower A. F., The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks, ASME Journal of Tribology, Vol. 110, (1988) 704-711.
- [15] 赤間 誠, 森 忠夫, 境界要素法による転がり接触疲労き裂の K 値解析, Transaction of JSCES, No.20070012 (2007).
- [16] Dallago M., Benedetti M., Ancellotti S., Fontanari V., The role of lubricating fluid pressurization and entrapment on the path of inclined edge cracks originated under rolling–sliding contact fatigue: Numerical analyses vs. experimental evidences, International Journal of Fatigue, Vol. 92, (2016) 517-530.
- [17] Makino T., Kato T., Hirakawa K., The effect of slip ratio on the rolling contact fatigue property of railway wheel steel, International Journal of Fatigue, Vol. 36, (2012) 68-79.
- [18] Erdogan F, Sih GC., On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, Journal of basic engineering, Vol. 85, December, (1963) 519-525.
- [19] Ancellotti S., Benedetti M., Dallago M., Fontanari V., The role of the second body on the pressurization and entrapment of oil in cracks produced under lubricated rolling-sliding contact fatigue, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 91, (2017) 3-16.

第5章 過共析パーライト鋼レールの試作および実用化状況

5.1 緒言

これまでの研究結果から、パーライト組織中のセメンタイト相の体積分率の増加，すなわち、パーライト鋼の高炭素化が海外の貨物鉄道用レールの耐摩耗性，耐ころがり接触疲労損傷性を大きく向上させる可能性があることが明らかとなった．そこで，実レールとしての諸特性を確認するため，過共析パーライト鋼レールの試作を行った．さらに，北米の貨物鉄道で試験敷設を行い，耐摩耗性，耐ころがり接触疲労損傷性を評価した．これらの結果に基づき，過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)の実用化を推進中である．本章では，試作および実用化した過共析パーライト鋼レールの諸特性を示し，試験敷設結果の一例を紹介する．

5.2 過共析パーライト鋼レールの諸特性

様々な使用環境やニーズに適合する性能を確保するため，炭素量，合金量および硬さを制御した過共析パーライト鋼レールを試作した．図 5-1 に過共析パーライト鋼レールの概要を示す．

表 5-1 過共析パーライト鋼レールの概要

Rail	Carbon content (mass%)	Performance	Hardness (HB)
0.9mass%C	0.90	Base	390
0.9mass%C-HH		+ Resistance of Wear and RCF	410
0.9mass%C-Alloy		+ Weldability	390
1.0mass%C	1.00	Higher Resistance of Wear and RCF	420

過共析パーライト鋼レールの炭素量は 0.9 mass%，1.0 mass%である．炭素量 0.9 mass%のレールは，従来の高強度レール(炭素量:0.8 mass%，頭部表面硬さ:390 HB，以降，「0.8mass%C」と称す)と同等の硬さのレール(以降，「0.9mass%C」と称す)，耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷(RCF)性の改善を目的に，熱処理条件を制御し，高硬度化を図ったレール(以降，「0.9mass%C-HH」と称す)，さらに，溶接継ぎ手の熱影響

部 (HAZ:Heart Affected Zone)の硬さの低下を抑制するため、合金量を制御したレール(以降、「0.9mass%C-Alloy」と称す)の3種類である。一方、炭素量 1.0 mass%のレールは、さらなる耐摩耗性および耐 RCF 性の改善を目的とし、高硬度化したレール(以降、「1.0mass%C」と称す)である。

5.2.1 硬度特性

図 5-1 に代表的な過共析パーライト鋼レール (0.9mass%C, 0.9mass%C-HH, 1.0mass%C)の頭部断面硬度分布の一例を従来の高強度レール (0.8mass%C)と比較して示す。なお、以降に説明する評価結果は断面形状が 136lb のレールである。0.9mass%C レールは、従来の高強度レール (0.8mass%C)と比較して、頭部内部まで高い硬度特性を示している。さらに、熱処理条件の制御を行った 0.9mass%C-HH レール、炭素量をさらに増加した 1.0mass%C レールでは、頭部表面で 410~420 HB、頭部表面下 20 mm で 370 HB 以上の世界最高水準の高い硬度特性が実現されている[1-13]。この頭部内部での高硬度化は耐摩耗性や頭部内部での耐疲労損傷性の向上に寄与すると考えられる。

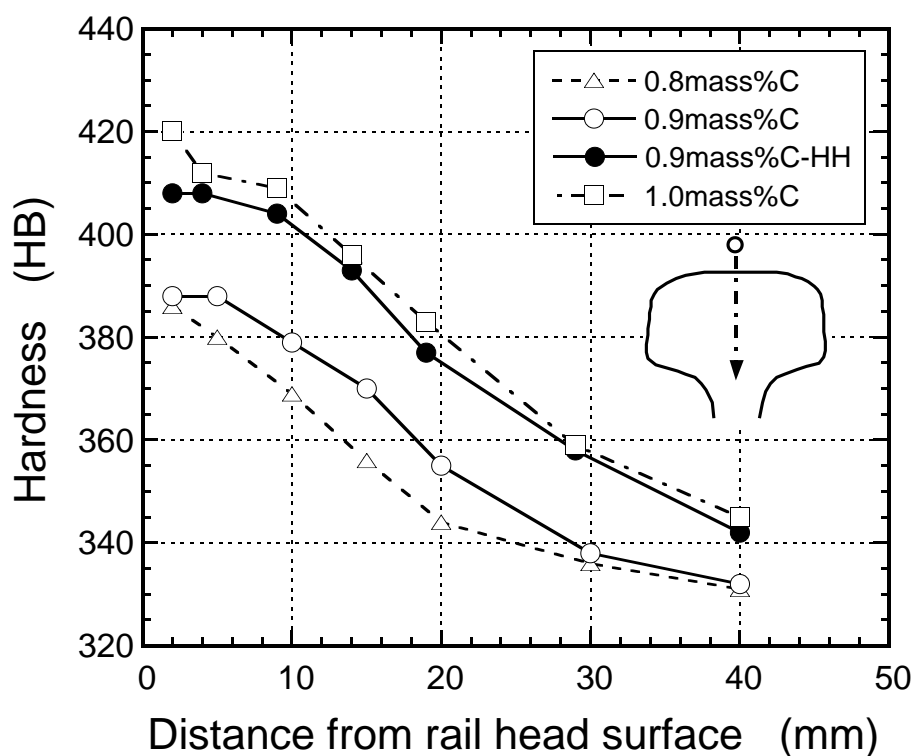


図 5-1 過共析パーライト鋼レールの頭部断面硬度分布の一例[12]

5.2.2 強度特性

代表的な過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C, 0.9mass%C-HH, 1.0mass%C)の炭素量と頭部の強度特性の一例を従来の高強度レール(0.8mass%C)と比較して表 5-2 に示す.

表 5-2 過共析パーライト鋼レールの炭素量と頭部の強度特性の一例[12]

Rail	Carbon content (mass%)	Mechanical properties	
		Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
0.8mass%C	0.80	1290	14.1
0.9mass%C	0.90	1350	13.2
0.9mass%C-HH	0.90	1420	13.6
1.0mass%C	1.00	1440	10.7

試作したレールは引張強度 1350~1440 MPa, 北米の鉄道会社が規定する全伸び値 10%以上を確保しており, 海外の貨物鉄道用レールに必要な高い強度と延性が実現されている[2-12].

5.2.3 溶接継ぎ手特性

鉄道会社では, 継ぎ目部の損傷, 騒音・振動の抑制, 軌道の破壊防止およびこれらの点検の簡素化の目的から, レールは溶接され, 長尺化されている. 海外の貨物鉄道では, 工場溶接としてフラッシュバット(FB:Flash Butt)溶接, 現地溶接としてテルミット溶接が適用されている. FB 溶接はレールの両端部に電圧を加え, 両端面を一時的に短絡させ, アーク放電を連続的に発生させることにより端面を予熱する. さらに, フラッシュを連続して発生させることにより, 両端面に十分な溶融層を形成させた後, 最終的に加圧し, 接合する方法である. このように溶剤を使わない溶接であるため, レール母材の特性が溶接継ぎ手部の特性に大きな影響を及ぼす.

ここでは, 代表的な過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C, 0.9mass%C-Alloy)を用いて, FB 溶接を行い, 溶接継ぎ手特性を評価した結果を述べる. 図 5-2 に溶接継ぎ手の作製に使用した FB 溶接試験機, 表 5-3 に FB 溶接試験における基本的な溶接条件をそれぞれ示す. 使用した溶接機は連続フラッシュ方式のパトン社製(旧ソ連)である. 溶接条

件は本溶接機の基本的な設定範囲内において、溶接継ぎ手性能を確保するため、諸条件を調整した。また、溶接部には熱影響部（HAZ、オーステナイト域温度またはその近傍まで再加熱された領域）が生成する。この HAZ は母材と比較して硬さが低く、車輪と接触するレール頭部において、局所的な摩耗や損傷を発生させる要因となる。本実験では、HAZ の硬さを確保するため、溶接直後の溶接継ぎ手部にエア冷却による熱処理を行った。



図 5-2 FB 溶接試験機[7]

表 5-3 FB 溶接試験における基本的な溶接条件[2]

Welder	K-355
Pre-heating Period (sec)	64
Flashing Rate (mm/sec)	Approx. 0.2
Flash off (mm)	28
Flashing Period (sec)	128
Up-set Power (ton)	45
Up-set (mm)	10

5.2.3.1 マクロ・硬度特性

代表的な過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C, 0.9mass%C-Alloy)のFB溶接継ぎ手部のマクロ組織の一例を図 5-3, 硬度分布の一例を図 5-4 にそれぞれ示す. 図 5-3 に示すように, 過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)の溶接継ぎ手部にはマルテンサイト等の異常組織の生成は認められない. また, 図 5-4 に示すように, 溶接直後に熱処理を行わなかった溶接継ぎ手(0.9mass%C)では, HAZ の硬さが低下している. 一方, 溶接直後に熱処理を行った溶接継ぎ手部(0.9mass%C-Heat treatment)では, HAZ の硬さの低下が抑制されている. さらに, 溶接直後の熱処理を省略するため合金量を制御したレールの溶接継ぎ手部(0.9mass%C-Alloy)では, 溶接まま(未熱処理)で HAZ の硬さの低下が抑制されている. この合金量を制御したレールは溶接作業効率の向上に寄与している[4-10,12].

5.2.3.2 曲げ性能

溶接継ぎ手性能の評価としては, AREMA (American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association)規格の静的 4 点曲げ試験で評価した. この曲げ試験ではレール破断時の曲げ応力 (Modulus of Rupture)とたわみ量の評価の対象としている. この曲げ応力とたわみ量は主に溶接部に発生する欠陥の有無やその大きさによって影響を受けるため, 溶接継ぎ手特性の基礎評価として用いられている. 表 5-4 に過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)の溶接継ぎ手部の曲げ試験結果の一例を示す. 溶接条件の制御により, 曲げ応力, たわみ量共に, AREMA の基準を満たす曲げ性能が確保されている[4,6,7,9,10].

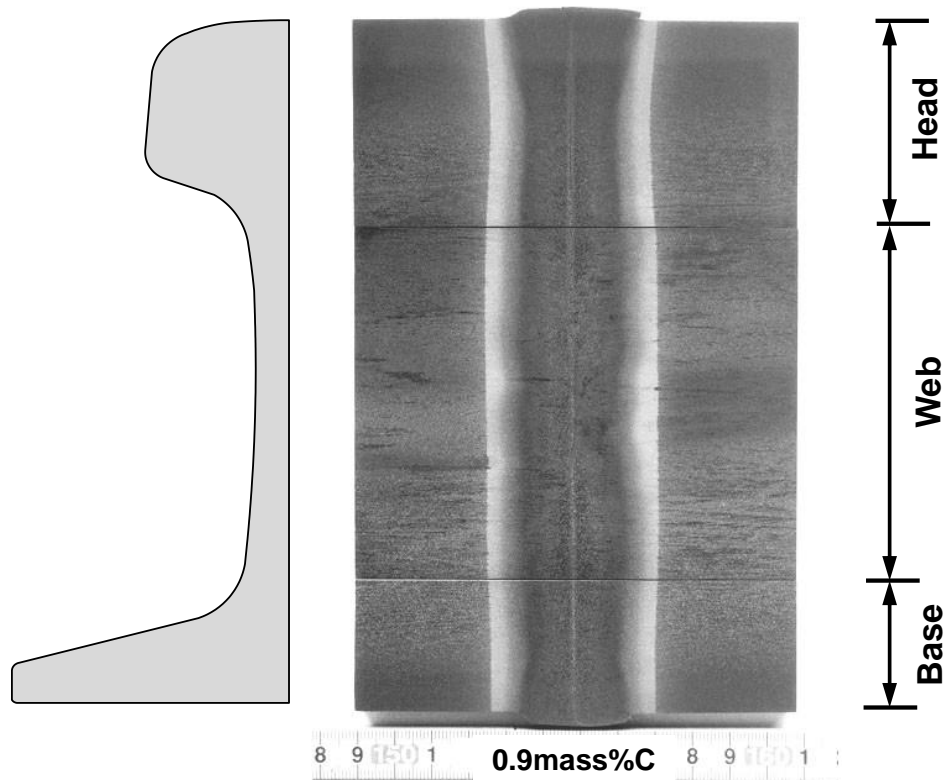


図 5-3 過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)のFB溶接継ぎ手部のマクロ組織の一例[7]

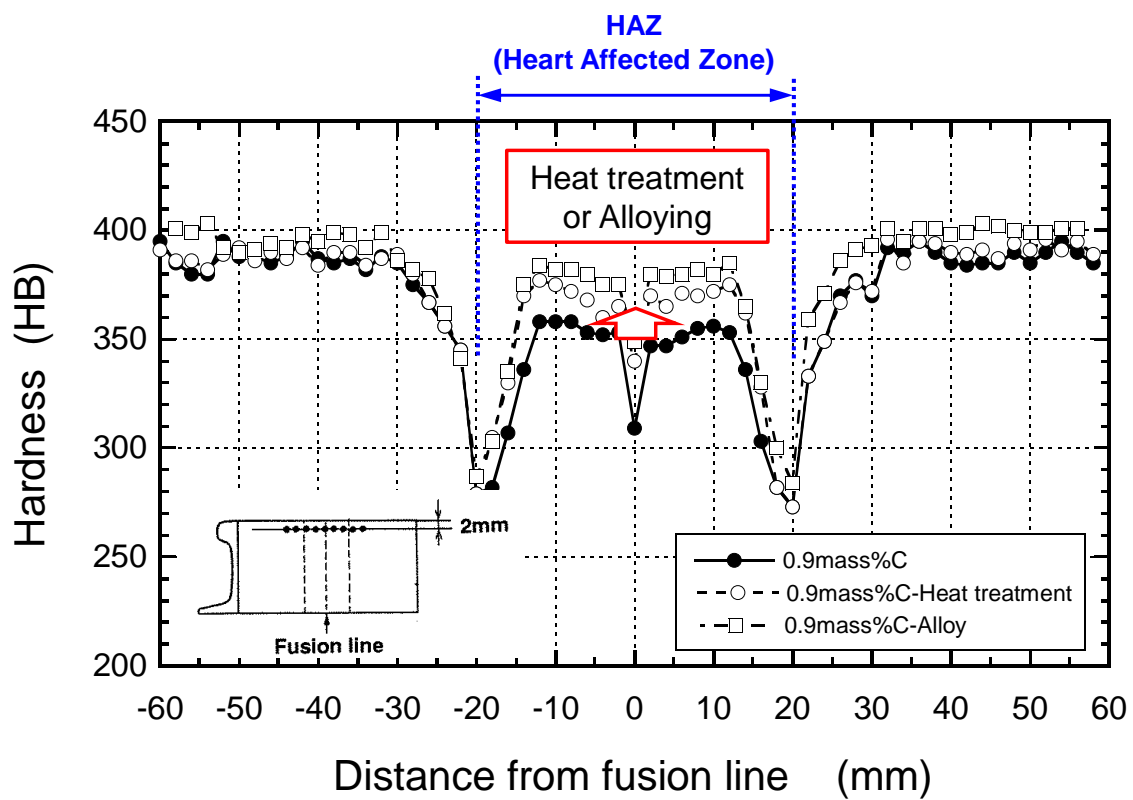
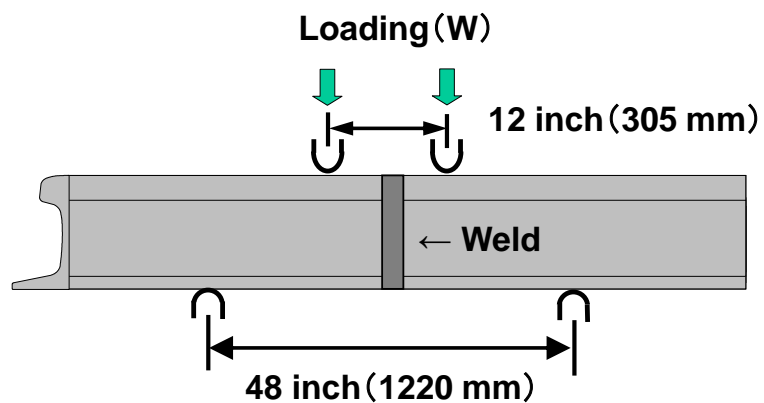


図 5-4 過共析パーライト鋼レールのFB溶接継ぎ手部の断面硬度分布の一例[7]

表 5-4 過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)の溶接継ぎ手の
曲げ試験結果の一例[2]

Test No.	Fracture load (KN)	Modules of rupture (kbs/inch ²)	Deflection (inch)
1	2313	166.1	1.06
2	2391	171.7	1.18
3	2568	184.4	1.42
AREMA standard	—	≥ 125.0	≥ 0.75

* Modulus of Rupture = $9 \times W$ (破断荷重 : kbs) / Z (断面係数 : inch³)



5.3 実軌道での性能

試作した過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)を北米の貨物鉄道に試験敷設し、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性を評価した。なお、試験敷設に際しては、従来の高強度レール(0.8mass%C)を同一軌道に敷設し、特性を比較した。耐摩耗性については、曲率半径 440 m (4 deg.)と 290 m (6 deg.)の曲線区間の軌道、耐ころがり接触疲労損傷性については、曲率半径 400 m (4.4 deg.)の曲線区間の軌道でそれぞれ評価した。

5.3.1 耐摩耗性

図 5-5 に過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)の累積通過トン数(軌道上を通過した貨物の累積重量)と摩耗量の関係を従来の高強度レール(0.8mass%C)と比較して示す。なお、図 5-5 には試験敷設された北米の貨物鉄道の軌道も合わせて示している。過共析パーライト鋼レールは、従来の高強度レールと比較して摩耗量が少なく、耐摩耗性の改善が認められる。頭側部の摩耗量が約 1/2 inch(12.7 mm)に達する累積通過トン数の推定から従来の高強度レールと過共析パーライト鋼レールの寿命を比較すると、曲率半径 440 m (4 deg.)では約 23%, 290 m (6 deg.)では約 38%のレール使用寿命の改善が認められる[4-12,14]。この結果は、曲率半径が小さい、すなわち、遠心力の増加によりレール頭側部の接触面圧が上昇する軌道では、高炭素化に伴う硬さの増加率の上昇により、ころがり接触面の硬さが増加し、耐摩耗性が向上することを示唆している。すなわち、過共析パーライト鋼レールは急曲線区間での使用寿命の改善効果が大きいと考えられる。

5.3.2 耐ころがり接触疲労損傷性

図 5-6 に過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)のころがり接触面性状(累積通過トン数 170 MGT)を従来の高強度レール(0.8mass%C)と比較して示す。従来の高強度レールではころがり接触面に割れをともなった剥離損傷が発生している。一方、過共析パーライト鋼レールでは剥離損傷の発生はなく、ころがり接触疲労損傷の抑制効果が確認されている[4-12]。実軌道では剥離損傷等のころがり接触疲労損傷の発生を抑制するため、グライディングによる定期的な削正が行われている。過共析パーライト鋼レールではころがり接触疲労損傷の発生が抑制されるため、削正等のメンテナンス作業の軽減、すなわち、保守

管理コストの低減が可能になると考えられる。

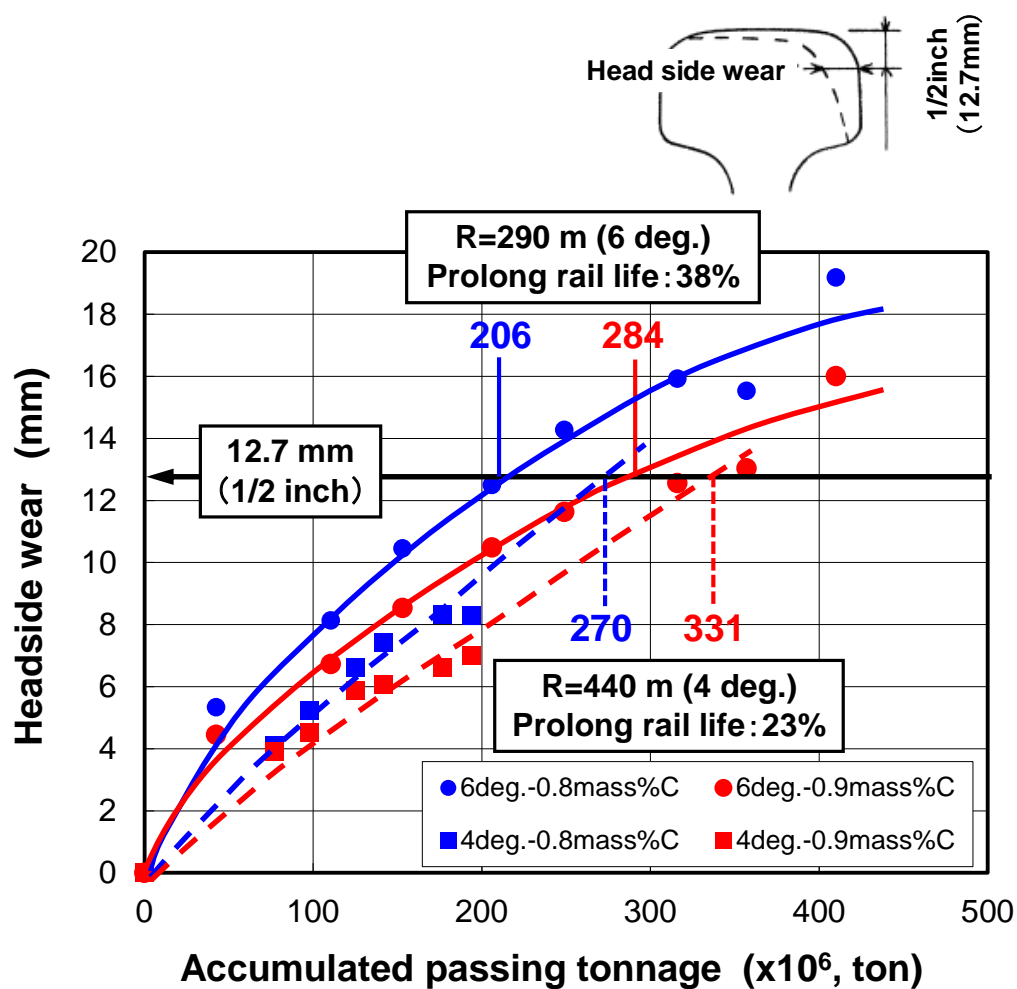
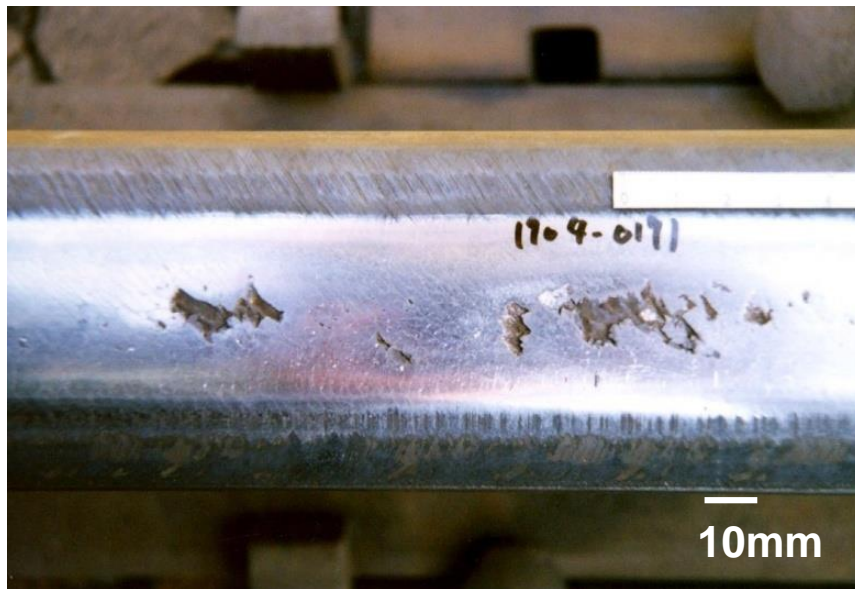
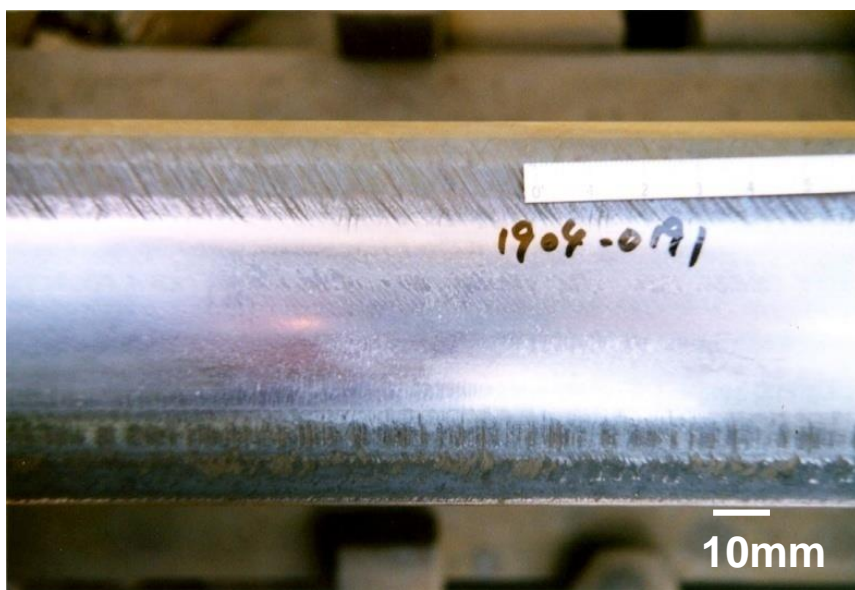


図 5-5 過共析パーライト鋼レールの累積通過トン数と摩耗量の関係[12]



(a) 従来の高強度レール(0.8mass%C)



(b) 過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)

図 5-6 過共析パーライト鋼レールのころがり接触面性状
(累積通過トン数 170 MGT)[12]

5.4 過共析パーライト鋼レールの実用化状況

上述したように、過共析パーライト鋼レール(0.9mass%C)は、基本性能である頭部の硬度特性、強度特性、溶接継ぎ手性能は貨物鉄道に必要とされる十分な性能を有していた。また、実軌道においても、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性の向上が認められた。これらの結果から、現在、米国、豪州等の貨物鉄道で実用化され、レールの長寿命化を実現している。今後もさらなる高炭素化(1.0mass%C)により、使用寿命のより一層の向上が期待されている。

5.5 結言

実レールとしての諸特性を確認するため、炭素量 0.9 mass%, さらなる耐摩耗性, 耐ころがり接触疲労損傷性の改善を図った炭素量 1.0 mass%の過共析パーライト鋼レールの試作を行った。さらに、北米の貨物鉄道で試験敷設を行い、実軌道での諸特性を評価した。その結果、以下の結論が得られた。

- (1) 過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)は、頭部表面硬度 390~420 HB, 頭部表面下 20 mm 硬度 350~370 HB を確保しており、従来の高強度レール(0.8 mass%C)と比較して、頭部表面から内部まで世界最高水準の高い硬度特性が実現されていた。
- (2) 過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)は、引張強度 1350~1440 MPa, 全伸び値 10%以上を確保しており、貨物鉄道用レールに必要な高い強度と延性が実現されていた。
- (3) 過共析パーライト鋼レール(0.9 mass%C)のFB溶接継ぎ手は、マルテンサイト等の異常組織の生成はなく、AREMAの基準を満たす曲げ性能が確保されていた。
- (4) 曲率半径 440 m と 290 m の曲線軌道に試験敷設された過共析パーライト鋼レール(0.9 mass%C)は、従来の高強度レール(0.8 mass%C)と比較して摩耗量が少なく、耐摩耗性が向上していた。同一摩耗量で使用寿命を比較すると、曲率半径 440 m では約 23%, 曲率半径 290 m では約 38%のレール使用寿命の改善が認められた。
- (5) 曲率半径 400 m の曲線軌道に試験敷設された累積通過トン数 170 MGT の過共析パーライト鋼レール(0.9 mass%C)は、従来の高強度レール(0.8 mass%C)と比較して、ころがり接触面には剥離損傷等の発生も認められず、耐ころがり接触疲労損傷性の向上が確認された。
- (6) 上記の特性確認および実軌道での特性評価を経て、過共析パーライト鋼レール(0.9, 1.0 mass%C)の実用化を推進中である。

第 5 章の参考文献

- [1] 上田正治, 影山英明, 内野耕一, 馬場園浩二, 久多良木献, 過共析鋼レールの開発, 日本鉄鋼協会 第 133 回春季講演大会, CAMP-ISIJ Vol. 10, No. 3, (1997) 639.
- [2] Uchino K., Ueda M., Kageyama H., Kutaragi K., Babazono K., Development of Hypereutectoid Steel Rails for Heavy Haul Railways, Proceedings of Mechanical Working Steel Process 4th International Symposium on Rail Steels, Indianapolis, (1997) 1047-1055.
- [3] 上田正治, 内野耕一, 影山英明, 小林 玲, 重荷重鉄道用過共析鋼レールの開発, まてりあ, 第 39 巻, 第 3 号, (2000) 281-283.
- [4] 上田正治, 内野耕一, 松下公一郎, 小林 玲, 重荷重鉄道用耐摩耗・耐損傷レール (HE レール) の開発, 新日鉄技報, 第 375 号, (2001) 150-155.
- [5] 上田正治, 長寿命レールの開発の現状, 日本鉄鋼協会／日本金属学会九州支部 秋季講演会概要集, (2002) 43-51.
- [6] Iwano K., Ueda M., Karimine K., Yamamoto T., Recent Development of Rails in Nippon Steel, In Proceedings of 7th International Conference of Contact Mechanics and Wear of Rail/wheel Systems (CM 2006), Brisbane, (2006) 287-293.
- [7] 上田正治, 岩野克也, 貨物鉄道用レールの最近の進歩, 溶接学会誌, 第 76 巻, 第 7 号, (2007) 26-30.
- [8] 上田正治, 海外貨物鉄道用レールの開発, 日本鉄鋼協会／日本金属学会九州支部 春季講演会概要集, (2009) 23-31.
- [9] Ueda M., Inoue Y., Iwano K., Yamamoto T., Karimie K., TRB (Transportation Research Board) 88th Annual Meeting Proceedings, (2009) 355.
- [10] Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Rail Performance and Recent Developments of Rail, In Proceedings of the International Heavy Haul Association Conference, Calgary, (2011).
- [11] 上田正治, 山本剛士, 佐藤琢也, 狩峰健一, 世界の貨物鉄道を支える長寿命レールの開発, ふえらむ, Vol.17, No.6, (2012) 40-45.

- [12] 上田正治, 松下公一郎, 岩野克也, 小林 玲, 山本剛士, 宮崎照久, 高橋 淳, 小林由起子, 海外貨物鉄道用の長寿命レールの開発, 新日鉄住金技報, 第 395 号, (2013) 64-72.
- [13] 上田正治, 組織制御による長寿命レールの開発, 日本鉄鋼協会 第 177 回春季講演大会, (2019).
- [14] Ueda M., Uchino K., Kobayashi A., Effects of carbon content on wear property in pearlitic steels, Wear 253, (2002) 107–113.

第6章 総括

6.1 本論文のまとめ

本論文は、貨物鉄道用レールの長寿命化を図るため、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性に優れたレールを開発することを目的に、まず、耐摩耗性に及ぼす金属組織の影響を調査し、次に、耐摩耗性に優れたパーライト鋼に着目し、耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす炭素量の影響について評価・検討を行ったものである。以下に本研究により得られた結果を総括する。

第1章は序論であり、鉄道の分類と使用環境を述べると共に、レールに要求される諸特性と課題、鉄道用レールの変遷を説明した。さらに、レール鋼の摩耗やころがり接触疲労損傷に関する従来の研究を紹介し、高炭素鋼(0.8~1.2 mass%C)において、摩耗については、金属組織の影響、パーライト鋼の炭素量の影響、ころがり接触疲労損傷については、パーライト鋼の炭素量の影響について、これまで十分な検討や機構解明が成されていなかったことを明らかにし、本論文の目的を示した。

第2章では、レール鋼の耐摩耗性を向上させるための基礎検討として、共析炭素成分(0.8 mass%C)のパーライト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼、また、過共析炭素成分(1.2 mass%C)の球状化炭化物鋼、初析セメンタイト鋼(初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼)を用いて、ころがり接触摩耗試験を行い、高炭素鋼の金属組織と摩耗の関係を調査すると共に、摩耗機構について考察した。その結果、高炭素鋼の摩耗特性は金属組織に大きく影響され、ころがり接触面の硬さが高く、均一に塑性変形するラメラ構造(フェライト相とセメンタイト相が層状の構造)のパーライト鋼は、凝着摩耗や疲労摩耗が抑制され、耐摩耗性が向上することを明らかにした。

第3章では、レール鋼の耐摩耗性を向上させるため、硬質な炭化物の利用を検討した。耐摩耗性の高いパーライト鋼のセメンタイト相の体積分率の増加、すなわち、高炭素化(0.9, 1.0 mass%C)を提案し、摩耗特性を実験室的に検討した。その結果、パーライト鋼のころがり接触摩耗特性は鋼の炭素量と相関があり、試験前硬さが同一であっても、炭素量の増加に伴い耐摩耗性が向上することを明らかにした。さらに、透過型電子顕微鏡(TEM)によるころがり接触面直下の組織調査やアトムプローブ(3D-AP)による元素分析により耐摩耗性の向上機構を検討した。解析の結果、従来のパーライト鋼(0.8mass%C)と比

較して、転位強化、結晶粒微細化強化、固溶強化の促進により、ころがり接触面の硬さが増加し、耐摩耗性が向上するという機構を提示した。

第4章では、炭素量や初期硬さを変化させたパーライト鋼(0.9,1.0 mass%C, 350～415 HV)を用いて、実際の貨物鉄道のレールと車輪の接触を模擬した二円筒式の試験機により、ころがり接触疲労損傷特性を評価し、塑性流動の発達やき裂の伝播について接触力学や破壊力学の観点から考察した。その結果、炭素量の相違によるころがり接触面直下の表層部の硬さの違いが、繰返しころがり接触に伴う接触面直下の塑性流動の挙動に著しい影響を及ぼす可能性があること、この挙動がころがり接触面直下のき裂の傾斜角度に変化をもたらすこと、さらに、このき裂の傾斜角度の変化がき裂伝播挙動に影響を与えることを明らかにした。これらの結果から、炭素量の増加に伴いパーライト鋼の耐ころがり接触疲労損傷性が向上する機構を提示した。

第5章では、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性に優れた過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)の試作、実用化状況を示した。試作したレールの機械的性質や溶接特性を評価すると共に、北米の貨物鉄道で試験敷設を行い、実軌道において耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性が向上することを実証した。

第6章は、本論文の総括である。図6-1に試作および実用化した過共析パーライト鋼レール(0.9,1.0 mass%C)の位置づけをレールの炭素量と耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性の関係で示した。従来の高強度レール(0.8 mass%C)と比較して、過共析パーライト鋼レールは、パーライト鋼のセメンタイト相の体積分率の増加、すなわち、高炭素化により、耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性共に優れた特性を有していた。

今後も資源開発や経済発展、世界的な環境問題の深刻化等により、地球環境に優しい鉄道の利用がさらに拡大すると考えられる。これにともない、輸送の効率化として、貨物の高積載化がさらに進み、使用環境は益々過酷さを増すと推定される。このような状況において、世界の貨物鉄道では、長寿命でメンテナンスコストの低い過共析パーライト鋼レールの更なる適用拡大が期待されている。

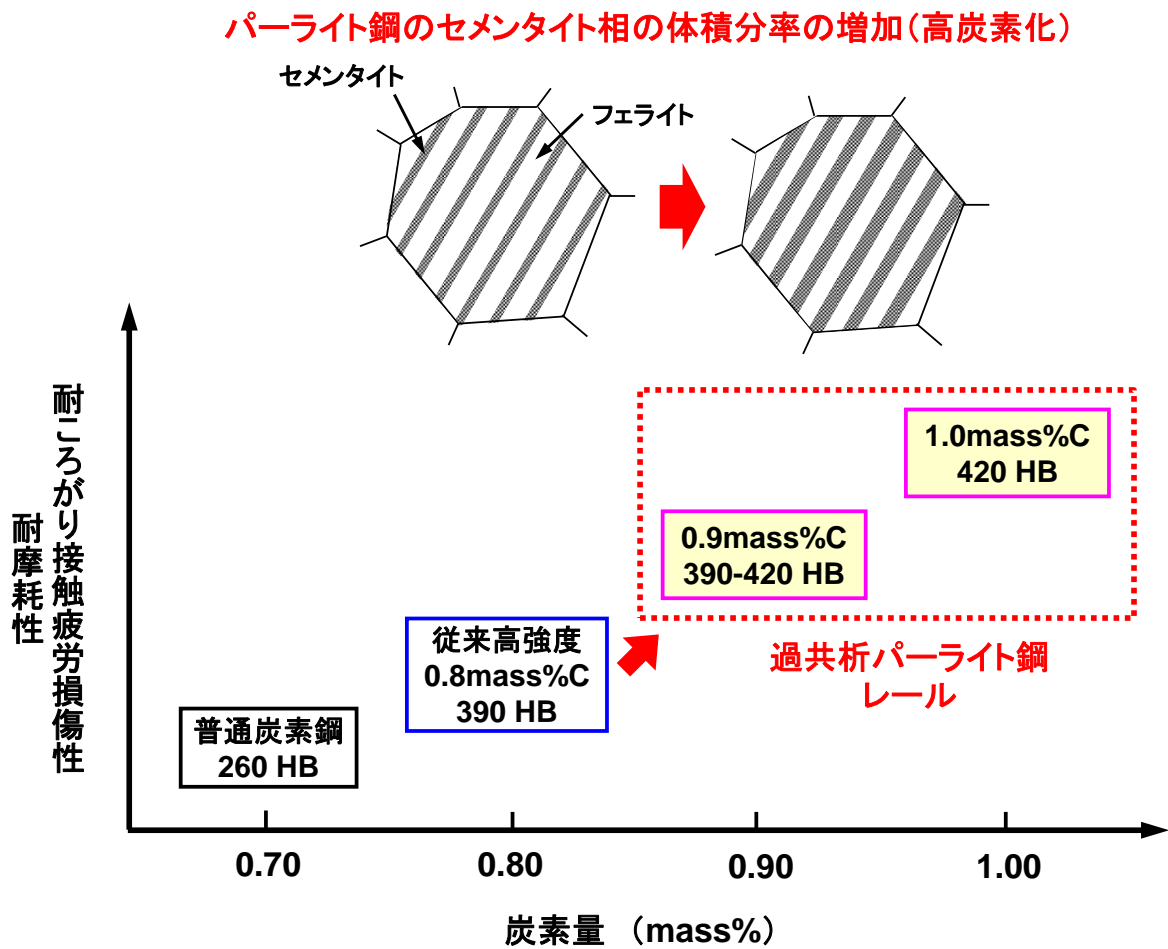


図 6-1 試作および実用化した過共析パーライト鋼(0.9,1.0 mass%C)

レールの位置づけ

(炭素量と耐摩耗性, 耐ころがり接触疲労損傷性の関係)

論文

本研究に関する主な投稿論文

- [1] 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀, パーライト鋼のころがり接触摩耗に及ぼす硬さと炭素量の影響, 鉄と鋼, Vol. 87, No. 4, (2001) 32-39.
- [2] Ueda M., Uchino K., Kobayashi A., Effects of carbon content on wear property in pearlitic steels, Wear 253, (2002) 107-113.
- [3] 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀, 高炭素鋼のころがり接触摩耗に及ぼす金属組織の影響, 鉄と鋼, Vol. 90, No. 12, (2004) 41-48.
- [4] Ueda M., Matsuda K., Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels, Wear 444-445, (2020) 203120.

謝辞

本研究の実施並びに論文作成に際し、多大な議論及びご指導を頂いた九州工業大学大学院機械知能工学科 教授 松田健次博士に深甚なる敬意を表します。

また、本論文をまとめるにあたり、有益な議論及びご助言を頂いた九州工業大学大学院機械知能工学科 教授 野田尚昭博士，九州工業大学大学院マテリアル工学科 教授 秋山哲也博士，同 准教授 山口富子博士に深く感謝申し上げます。

本研究は，日本製鉄株式会社（旧新日鐵住金株式会社，旧新日鐵株式会社）八幡技術研究部で実施されたものであり，研究の機会を与えて下さった八幡技術研究部 元総括 内野耕一博士，岡山大学 特任教授 瀬沼武秀博士，八幡技術研究部 元部長 原谷 勤氏に感謝申し上げます。また，アトムプローブによる元素分析を実施頂いた日本製鉄株式会社 技術開発本部 解析科学研究部 高橋 淳博士，接触計算を実施頂いた日鉄テクノロジー株式会社 八幡事業所 山本修治博士に御礼申し上げます。

本論文の遂行にあたり，日本製鉄株式会社 技術開発本部 八幡技術研究部 部長 村上健一博士，大阪製鉄株式会社 執行役員 廣口貴敏氏にはご支援とご配慮を賜りました。深く感謝の意を表します。

また，本研究の実施に際し，多大なるご支援及びご協力頂いた日本製鉄株式会社の先輩，同僚の皆様，ならびに，日鉄テクノロジー株式会社 八幡事業所の皆様に感謝致します。